



Edgar Alexandre Freitas Camacho

Licenciado em Engenharia de Materiais

Aplicação de ligas com memória de forma para rebites

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia de Materiais

Orientador: Professor Doutor Francisco Manuel Braz Fernandes,
Professor Associado com Agregação, FCT/UNL

Co-orientador: João Pedro Sousa Oliveira, Mestre em Engenharia de
Materiais, FCT/UNL

Júri:

Presidente: Professor Doutor Rui Jorge Cordeiro Silva

Arguente: Professor Doutor Alexandre José da Costa Velhinho

Vogal: Professor Doutor Francisco Manuel Braz Fernandes



FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

Março, 2016

Aplicação de ligas com memória de forma para rebites

Copyright © Edgar Alexandre Freitas Camacho, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa.

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor.

À memória do meu avô Freitas

Agradecimentos

Gostaria de agradecer em primeiro lugar ao meu orientador, o Professor Doutor Francisco Manuel Braz Fernandes. Foi quem me propôs este tema e despertou o interesse pelas ligas metálicas com memória de forma. Ao longo desta dissertação foi quem me guiou, e esclareceu as diversas dúvidas que foram surgindo. Um muito obrigado ao Professor.

Ao meu co-orientador o Mestre em Engenharia de Materiais João Pedro Oliveira gostaria de agradecer por todo o tempo que me disponibilizou ao longo deste trabalho, pela discussão de resultados, realização dos ensaios e ideias para novos ensaios. Obrigado João.

À Mestre em Engenharia de Materiais Andreia Lopes por todo o apoio, na logística e calendarização da utilização dos equipamentos no CENIMAT.

Aos Professores do DCM, gostaria de agradecer todo o conhecimento transmitido ao longo do meu percurso académico. Em especial aos Professores Doutores Alexandre Velhinho e Rui Silva, pelo interesse demonstrado neste tema e apoio.

Agradeço à instituição FCT/UNL, ao Departamento de Ciência dos Materiais e ao CENIMAT pela disponibilização das instalações.

Aos meus familiares, agradeço todo o apoio e carinho que me deram, em especial aos meus pais Daniel e Isa, ao meu avô Ludgero e à minha avó Tina. Gostaria também de agradecer à minha tia Carla e ao meu tio Carlos, por estarem sempre disponíveis para me ajudar, de me acolher no início da minha estadia em Lisboa, e por toda a amizade que me deram.

À mulher da minha vida, a Rita, tenho de agradecer toda a paciência, compaixão e dedicação que me deste estes anos todos. E toda a ajuda que me deste para eu realizar este trabalho, e pelas horas que me ouviste a falar daqueles rebites esquisitos. Espero um dia corresponder a todo bem que me fazes.

Por último, mas não menos importante ao meu avô Freitas, a quem eu dedico este trabalho. Por tudo o que me ensinaste, todas as anedotas e histórias que partilhaste comigo, todo o tempo que passamos juntos. Tudo passou muito rápido, mas estará sempre presente comigo. Muito obrigado Vô. Amo-te muito.

Resumo

A presente dissertação tem como objetivo estudar a possibilidade de utilização de ligas com memória de forma (LMF) (NiTi) em processos de união de chapas, nomeadamente por rebitagem.

O efeito de memória de forma (EMF) pode ser utilizado para realizar processos de união de diversos componentes. No entanto, não há indicações de uma utilização extensa deste tipo de materiais para esse fim. Uma patente recente (2013) no domínio da aeronáutica abre perspectivas interessantes para este tipo de processos de união.

No estudo de conceito e viabilidade de um rebite com memória de forma, executaram-se diversos tipos de ensaios: calorimetria diferencial de varrimento (DSC), compressão, dilatométrica, e ensaios termomecânicos. Os provetes estudados foram sujeitos a tratamentos térmicos de recristalização, para estudar a possibilidade de reutilização deste tipo de materiais. Concluídos estes ensaios e respetiva caracterização, demonstrou-se a viabilidade da utilização de rebites com memória de forma. Para esse efeito, foi criado um protótipo de teste, que quando ensaiado atingiu um valor máximo de 340 N, para separar duas chapas ligadas por este material.

A utilização deste tipo de material para o processo de rebitagem é viável, contudo, apenas quando aplicado em materiais com uma tensão de cedência inferior à da tensão exercida por EMF. Respeitados estes constrangimentos, para além de promover o encruamento das chapas a unir, promove-se a deformação também do elemento de união (LMF) e o consequente aumento da histerese térmica do rebite.

Abstract

This thesis aims to study the possibility of using shape memory alloys (SMA) (NiTi) in joining plates processes, namely by riveting.

The shape memory effect (SME) can be used to perform joining processes of various components, however, there is no indication of an extensive use of such materials for this purpose. A recent patent (2013) in the field of aeronautics opens interesting perspectives for this kind of joining processes.

In the concept study and viability of a rivet with shape memory effect, several types of tests were executed: differential scanning calorimetry (DSC), compression dilatometry and thermomechanical testing. The samples studied were subjected to heat treatment of recrystallization, to study the possibility of reusing such materials. Accomplished these tests and respective characterization, it was demonstrated the feasibility of using rivets with shape memory effect. For this purpose, a prototype was created to test, which when tested, reached a maximum of 340 N, for two plates connected with this material.

The use of such material for the riveting process is viable, however, only when applied to materials with a yield strength less than the tension exerted by SME. Respected these constraints, in addition to promoting the hardening of the plates to join, also promotes the deformation of the union element (SMA) and the consequent increase of thermal hysteresis of the rivet.

Índice

1	Introdução.....	1
1.1	Liga NiTi.....	1
1.2	Processos de união: Rebitagem	3
1.3	Aplicação das ligas NiTi para processos de união de chapas	3
2	Materiais	7
3	Equipamentos e técnicas:	9
3.1	Preparação de amostras para os ensaios	9
3.2	Calorimetria diferencial de varrimento	10
3.3	Ensaio de dilatométrica.....	10
3.4	Tratamentos térmicos.....	10
3.5	Caracterização mecânica:	10
3.5.1	Ensaio de compressão e simulação da atuação por EMF.....	10
4	Preparação do protótipo e ensaio	11
4.1	Seleção das chapas a unir	11
4.2	Preparação da chapa a unir, rebite e protótipo	11
4.3	Preparação do ensaio do protótipo	11
4.4	Ensaio do protótipo	12
5	Resultados e discussão.....	13
5.1	Ensaio de compressão e simulação da atuação por EMF.....	13
5.2	Ensaio de dilatométrica.....	17
5.3	Conclusão dos ensaios de caracterização térmica e mecânica	20
5.4	Recristalização.....	21
5.5	Prova do conceito de rebite.....	24
5.5.1	Seleção do material das chapas a unir	25
5.5.2	Ensaio do protótipo.....	25
6	Conclusão e trabalho futuro	27
7	Referências bibliográficas	29

Lista de Figuras

Fig. 1.1 Diagrama de fases do NiTi adaptado de [4]	1
Fig. 1.2 Dependência das temperaturas de transformação com a solicitação mecânica [8]	2
Fig. 1.3 Orientação cristalográfica num varão	2
Fig. 1.4 Ilustração da reorientação das variantes na martensite adaptado de [14]	3
Fig. 1.5 Fases de rebiteagem a) introdução do pino e b) após deformação do pino adaptado de [15]....	3
Fig. 1.6 Curva teórica do aperto do rebite em relação à chapa a unir, adaptado de [21].....	4
Fig. 1.7 Proposta inicial para rebites com EMF adaptado de [17]	5
Fig. 1.8 Proposta do processo de união usando rebites com EMF adaptado de [21]	5
Fig. 2.1 Curvas de DSC das amostras: a) 9P525, b) 9P525HTT50030, c) 6P35, d) AP e e) S-Plate	8
Fig. 3.1 Esquema dos ensaios de caracterização realizados	9
Fig. 3.2 Esquema de corte e identificação de orientação de varões	9
Fig. 3.3 Orientação de fresagem e identificação das orientações da amostra AP.....	9
Fig. 4.1 Desenho do perfil das chapas para encaixe do rebite	11
Fig. 4.2 Esquema da montagem do protótipo e direção da solicitação.....	12
Fig. 4.3 Vista de corte da montagem do protótipo com pormenor de encaixe do rebite.....	12
Fig. 4.4 Montagem do ensaio método B.....	12
Fig. 5.1 Parâmetros retirados das curvas de compressão	13
Fig. 5.2 Curvas de compressão da amostra 9P525HTT50030 com respectivas derivadas parciais	14
Fig. 5.3 Curvas de compressão das amostras 6P35 e AP	14
Fig. 5.4 Curva do ensaio de simulação da atuação por EMF da amostra 9P525HTT50030	15
Fig. 5.5 Curvas dos ensaios de simulação da atuação por EMF das amostras 6P35 e AP	15
Fig. 5.6 Curva do ensaio de simulação da atuação por EMF da amostra S-Plate	16
Fig. 5.7 Esquema de montagem da amostra S-Plate com o tubo de arrefecimento.....	17
Fig. 5.8 Parâmetros retirados das curvas de dilatométrica	17
Fig. 5.9 Curvas de DSC com dilatométrica da amostra 9P525HTT50030	18
Fig. 5.10 Curvas de dilatométrica das amostras 6P35 e AP.....	19
Fig. 5.11 Curva em perspectiva do ensaio de compressão e posterior ensaio de dilatométrica da amostra 9P525HTT50030 Radial.....	21
Fig. 5.12 Esquema das diferentes partes da amostra para DSC	22
Fig. 5.13 Curvas de DSC da recristalização da amostra 9P525HTT50030 e respectivas ampliações.....	23
Fig. 5.14 Curva de dilatométrica de recristalização e perfil de temperatura em função do tempo	23
Fig. 5.15 Curvas de DSC e de dilatométrica da amostra 9P525HTT50030 após recristalização.....	24
Fig. 5.16 Curvas de compressão para o teste do material a unir e da amostra a utilizar como rebite	25
Fig. 5.17 Curva do ensaio do método B	26
Fig. 6.1 Seleção dos materiais para a utilização de rebites com EMF.....	28

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 Resumo das características das amostras utilizadas.....	7
Tabela 2.2 Temperaturas de transformação das amostras sujeitas a DSC.....	8
Tabela 5.1 Resumo dos resultados obtidos por compressão	14
Tabela 5.2 Resumo dos resultados dos ensaios de simulação da atuação por EMFs.....	16
Tabela 5.3 Resumo das temperaturas de transformação obtidas por dilatométrica	19
Tabela 5.4 Resumo das histereses térmicas das amostras nos diferentes ciclos	19
Tabela 5.5 Resumo da recuperação livre obtida por dilatométrica	20

Glossário

- A_s - Temperatura de início da transformação martensítica inversa
- A_f - Temperatura de fim da transformação martensítica inversa
- B19'-Martensite, estrutura monoclinica
- B2- Austenite, estrutura de simetria cúbica
- DSC- Calorimetria Diferencial de Varrimento (do inglês de *Differential Scanning Calorimetry*)
- EMF- Efeito de memória de forma
- LMF- Ligas com memória de forma
- M_s - Temperatura de início da transformação martensítica direta
- M_f - Temperatura de fim da transformação martensítica direta
- NiTi- Liga binária níquel-titanio
- SE- Superelasticidade

1 Introdução

Os processos de união utilizando rebites são usados desde os primórdios da metalurgia. Este processo de união é realizado através da deformação plástica de um pino, normalmente do mesmo material a ser unido. Este tipo de união é extensamente utilizado na aeronáutica, para a fixação de painéis à estrutura central. No entanto a utilização de rebites é limitada por um determinado tempo de serviço, necessitando realizar a sua substituição após esse tempo, para garantir a integridade física da estrutura. [1], [2]

Tem este estudo por base explorar uma liga com EMF, que não apresente esta limitação, contribuindo para uma melhor rentabilidade deste tipo de uniões, uma vez que poderão ser reduzidos os tempos de manutenção, para além de uma considerável melhoria de qualidade das mesmas.

1.1 Liga NiTi

A liga metálica com EMF, objeto deste estudo, o NiTi (níquel, titânio), foi descoberta por *Buehler et al.* [3]. Esta liga binária, caracteriza-se por apresentar uma transformação de fase reversível no estado sólido e sem difusão; estando presente para uma composição aproximada de 50 at.% Ni-50 at.%Ti, na Fig. 1.1 é representado o diagrama de fases do sistema Ni-Ti.

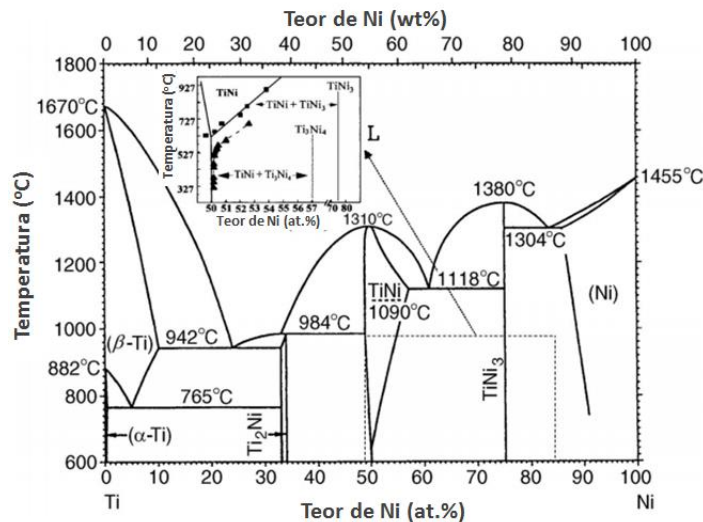


Fig. 1.1 Diagrama de fases do NiTi adaptado de [4]

A transformação de fase no estado sólido, denominada por transformação martensítica, é uma transformação que pode ocorrer através de dois mecanismos, por efeito de memória de forma (EMF) e por efeito da superelasticidade (SE). Estes mecanismos promovem a transformação de fase entre duas fases cristalográficas: a martensite e a austenite. A martensite, a fase de mais baixa temperatura, apresenta uma estrutura B19' de simetria monoclinica, e a austenite ou fase mãe, é a fase de mais alta temperatura, apresenta uma estrutura B2 de simetria cúbica simples. A transformação martensítica direta é a transformação da fase mãe austenite em martensite (B2->B19'), e a inversa é a transformação da martensite em austenite (B19'->B2). Um dos mecanismos para a ocorrência desta, o EMF, caracteriza-se por ser uma transformação de fase induzida por temperatura, e a superelasticidade, é uma transformação de fase induzida por deformação. Durante a ocorrência da transformação direta ou inversa, pode surgir a ocorrência de uma terceira fase, a fase-R (R), que apresenta uma estrutura trigonal. A fase-R é a distorção da rede cristalina da austenite antes da transformação martensítica. Com a presença de fase-R, a transformação martensítica pode ocorrer simultaneamente em múltiplas etapas, por exemplo, B2⇒B19' ou B2⇒R⇒B19'. Um dos aspetos mais interessantes e objeto de estudo na presente dissertação das ligas NiTi é o EMF. As transformações

de fase são dependentes da temperatura, e estas ocorrem a certas temperaturas denominadas por: M_s , M_f , A_s e A_f , são respetivamente, a temperatura de início e fim da transformação direta e a temperatura de início e fim da transformação inversa. Nas ligas binárias NiTi o balanço composicional é importante, para ligas com teores mais ricos ligeiramente em Ni, as temperaturas de transformação são menores que as ligas com teores mais ricos ligeiramente em Ti. O EMF é evidenciado quando realizada uma solitação mecânica no estado martensítico, em que a deformação imposta é retida, e quando ultrapassada a temperatura de A_f , ocorre a recuperação da deformação inicial. A SE ocorre quando a solitação mecânica, é realizada a uma temperatura superior a A_f , e ultrapassado um valor crítico de deformação, a transformação martensítica é induzida. Com a descarga da solitação ocorre a recuperação total da deformação induzida. Na Fig. 1.2 são representados ambos os mecanismos de transformação, o EMF e a SE. [5]–[7]

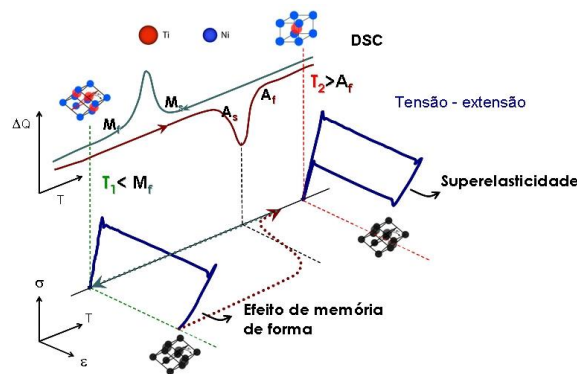


Fig. 1.2 Dependência das temperaturas de transformação com a solitação mecânica [8]

Um dos fenómenos característicos da liga NiTi é a sua anisotropia cristalográfica. Esta existe pelo facto conhecido de que qualquer material metálico sujeito a deformação durante o processamento mecânico, é promovida uma não aleatoriedade de orientações cristalográficas, o que faz evidenciar propriedades distintas, para diferentes orientações de solitação. Por exemplo num varão, a ação de martelagem e trefilagem, confere uma orientação preferencial da orientação cristalográfica da microestrutura presente, verificando-se uma orientação cristalográfica preferencial [111] segundo o eixo de trefilagem, ver Fig. 1.3. [9]

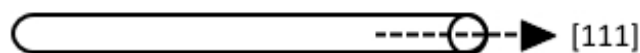


Fig. 1.3 Orientação cristalográfica num varão

O estudo da dependência das ligas NiTi em relação à anisotropia, foi realizado por diversos autores: *Gall et al.* [10] realizou estudos em monocristais de NiTi e comprovou diferentes comportamentos para diferentes orientações, para solitações por compressão e tração. *Liu et al.* [11], [12], também realizou o estudo da anisotropia, através de texturas cristalográficas.

Para a utilização do EMF é necessário estudar os mecanismos de deformação da martensite. Os mecanismos de deformação mecânica nas LMF são complexos, de acordo com *Liu et al.* [11], [13]; o tipo de desmaclagem é um desses mecanismos. A martensite é composta por maclas, cada macla é composta por duas variantes, que são separadas por um eixo de simetria. Na Fig. 1.4 são representadas as diferentes fases, verifica-se que quando ocorre a transformação direta, é criado um campo de tensões elástico devido ao rearranjo cristalográfico. A austenite com um arranjo cristalográfico mais compacto (Fig. 1.4 a)), expande criando a martensite, e origina um campo de tensões elástico, como mostra a representação das molas na Fig. 1.4 b). Quando a martensite é solitada mecanicamente, ocorre a desmaclagem também conhecido por reorientação das variantes. Este fenómeno ocorre quando ultrapassado um valor crítico de deformação, podendo dar lugar à

reorientação das múltiplas variantes numa só variante, mais favorecida pela orientação da solicitação, como se verifica na Fig. 1.4 c).

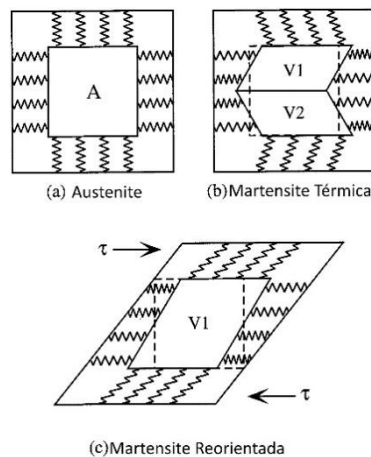


Fig. 1.4 Ilustração da reorientação das variantes na martensite (adaptado de [14])

Existem dois tipos de desmaclagem, do estilo dominó e assistida.

- A desmaclagem do tipo dominó, é característica de quando ultrapassado um valor de tensão crítica, é gerada uma desmaclagem que se autopropaga ao longo do material. O que provoca um patamar de tensão constante à medida que é realizada a solicitação mecânica.
- A desmaclagem assistida, é característica de necessitar uma elevada tensão para ocorrer. Neste tipo de desmaclagem, a geração de deslocações é predominante, ocorrendo simultaneamente a geração de deslocações e a desmaclagem. A este tipo de mecanismo é necessário um aumento progressivo de tensão para haver a propagação da desmaclagem. Este mecanismo está associado à solicitação mecânica por compressão. [11], [13]

1.2 Processos de união: Rebitagem

A rebitagem é realizada normalmente através de martelagem. O pino é introduzido entre as chapas como mostra a Fig. 1.5 a), e com um martelo pneumático e um batente, é realizada a contração axial e a expansão radial do pino, provocando a união das chapas, como mostra a Fig. 1.5 b).

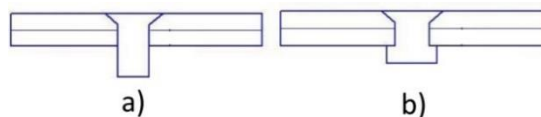


Fig. 1.5 Fases de rebitagem a) introdução do pino e b) após deformação do pino (adaptado de [15])

Embora este método seja extensamente utilizado, apresenta as suas desvantagens. A tensão radial realizada pelo rebite após a martelagem decresce, criando folgas e um gradiente de contacto, entre o rebite e os elementos a unir, diminuindo a sua resistência à vibração e aumentando a mobilidade dos elementos a unir. [16]

1.3 Aplicação das ligas NiTi para processos de união de chapas

A aplicação do EMF das ligas NiTi para a rebitagem, não é um conceito recente, este foi proposto inicialmente por *Buehler et al.* [17] e posteriormente por [18]–[20]. Recentemente foi submetida uma patente da companhia aérea Boeing [21], para a aplicação deste material em rebites para a aeronáutica, contudo não existem resultados concretos nem uma investigação exaustiva deste processo. A rebitagem com LMF consiste na realização de união de elementos por ação do EMF. Este conceito é descrito por *Kirkwood et al.* [21]. Na Fig. 1.6 é representada uma curva, de acordo com o que acontece teoricamente durante a instalação de um rebite com EMF entre os elementos a unir.

Um diagrama de fases em função da tensão exercida sobre as chapas a unir é representado, onde as setas de cor vermelha representam o aquecimento do rebite. De referir que o rebite é austenítico à temperatura ambiente, $\sigma_{y\text{chapa}}$ e $\sigma_{y\text{martensite}}$ correspondem respetivamente, à tensão de cedência do material da chapa a unir e à tensão crítica para induzir a martensite. Numa fase inicial é aquecido o rebite verificando-se uma recuperação livre por EMF, em que não é exercida qualquer tensão sobre as chapas (Fig. 1.6 (1)). Quando o rebite entra em contacto com a chapa existe um aumento gradual de tensão (Fig. 1.6 (2)). Ultrapassado o valor de tensão $\sigma_{y\text{chapa}}$, a chapa a unir começa a deformar-se plasticamente provocando um encruamento nesta (Fig. 1.6 (3)). Com o contínuo aumento de temperatura e atingido o valor de tensão $\sigma_{y\text{martensite}}$, ocorre o encruamento do rebite (Fig. 1.6 (4)). Com este encruamento conjunto entre chapa a unir e o rebite, existe um aumento da resistência mecânica e uma melhor resistência à fadiga do conjunto (chapa a unir|rebite), por ocorrer uma sollicitação por compressão. [21]

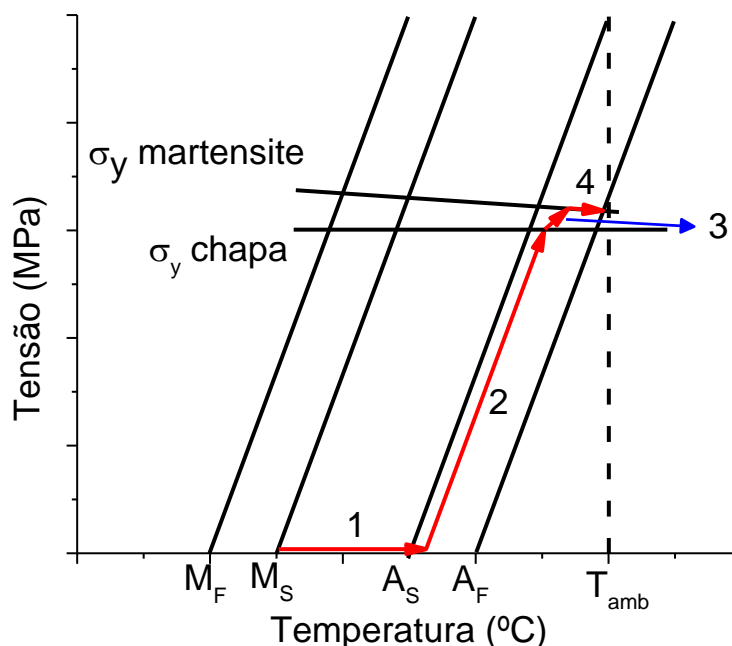


Fig. 1.6 Curva teórica do aperto do rebite em relação à chapa a unir (adaptado de [21])

Um dos conceitos iniciais também na utilização dos rebites com EMF, é que estes sejam utilizados no estado austenítico, por forma a se usufruir da superelasticidade. Na aplicação deste tipo de ligas, é necessário saber qual a temperatura de serviço dos elementos a unir, uma vez que a sua aplicação está limitada apenas para temperaturas superiores a A_f [16]. Por exemplo para a aplicação deste tipo de ligas na aeronáutica, é necessário que A_f esteja abaixo da temperatura mínima de serviço de -57 °C [22], e assim garantir que o rebite não se transforme em martensite, e comprometer a integridade estrutural dos elementos unidos. Outro aspeto a ter em conta nas LMF, é a dependência da histerese térmica em relação à deformação imposta antes da instalação, e após instalação do rebite. Este aspeto terá de ser tido em conta quando for realizada a seleção da liga de NiTi, para esta aplicação. Diversos autores estudaram a histerese térmica do NiTi em relação à deformação imposta no estado martensítico [14], [23], [24]. Mas também Wada *et al.* e Hamilton *et al.* [25], [26], estudaram a histerese térmica constrangida, ou seja, realizaram ciclos térmicos com a aplicação de uma tensão constante. Em ambas as situações verifica-se a existência de um aumento da histerese térmica, com o aumento das temperaturas de A_s e A_f .

A primeira proposta de união de elementos utilizando o EMF, foi realizada por *Buehler et al.* [17], o rebite proposto está representado na Fig. 1.7, no entanto este tipo de geometria não oferecia uma união fiável, e acabava por falhar quando sujeita a esforços de fadiga, devido à concentração de tensões por parte da união dos pernos de aperto. No entanto de maneira a ultrapassar-se os aspetos negativos da rebitagem convencional e utilizar o EMF, é proposta por *Kirkwood et al.* [21] a utilização da seguinte geometria, representada na Fig. 1.8.[21] a utilização da seguinte geometria, representada na Fig. 1.8.

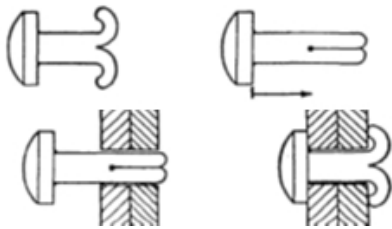


Fig. 1.7 Proposta inicial para rebites com EMF (adaptado de [17])

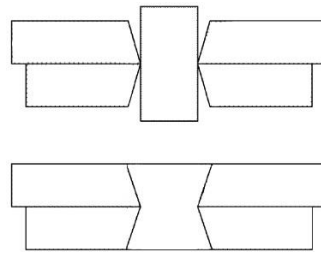


Fig. 1.8 Proposta do processo de união usando rebites com EMF (adaptado de [21])

Este tipo de geometria é mais viável, por promover tensões de compressão em vez de tensões de tração, que são induzidas no rebite com a configuração da Fig 1.7. A aplicação da proposta anterior (Fig. 1.8) envolve a deformação prévia do rebite de NiTi, para que apresente um diâmetro menor que o orifício das chapas a unir, e assim ser inserido entre estas. As chapas são previamente furadas de maneira a que a junção destas se assemelhe a uma forma de ampulheta. Assim se promove a união dos elementos de construção. [16], [21]

No âmbito do presente estudo, irá abordar-se os dois tipos de questões relevantes para esta tecnologia de união:

- Otimização da força de atuação do componente de liga com memória de forma
- Análise dos efeitos de tratamento térmico (fenómenos de recristalização) tendo em visto a identificação da possibilidade de reutilização do componente.

2 Materiais

Na presente dissertação, foram utilizadas 3 amostras de NiTi, fornecidas pela empresa Memry. GmbH, denominadas por 9P525, 6P35, AP e S-Plate. As condições das amostras como recebidas são indicadas na Tabela 2.1. A tabela foi preenchida de acordo com as especificações indicadas nas embalagens e do fabricante [27].

Tabela 2.1 Resumo das características das amostras utilizadas

Nome da amostra	6P35	9P525	AP	S-Plate
Tipo de geometria	Varão cilíndrico	Varão cilíndrico	Chapa	Chapa
Liga	X2	H	H	S
Dimensões da seção reta	6,35 mm (\varnothing)	9,525 mm (\varnothing)	5,3 x 82 mm ²	?
Lote (IC#)	0922	1065	1424	?
Acabamento superficial	<i>Ox</i>	<i>Pic</i>	<i>Pic</i>	?
Tratamento final	<i>c.w.</i>	<i>c.w.</i>	<i>c.w.</i>	?

O acabamento superficial *Ox* vem do inglês *Oxide*, significa que a amostra apresenta-se com a superfície oxidada, o *Pic* vem do inglês *Pickling* significa que a superfície oxidada foi retirada quimicamente, e o *c.w.* significa *cold work*, significa que as peças apresentavam-se deformadas a frio quando recebidas.

A amostra AP quando recebida, já fora utilizada durante o trabalho de dissertação de Pereira [8], a propósito da deformação plástica severa deste tipo de materiais. Neste trabalho foram realizados tratamentos térmicos a 500 °C durante 30 minutos, seguido de arrefecimento ao ar, e fresagem de duas faces. A amostra S-Plate também foi utilizada no mesmo trabalho; as únicas características conhecidas são: o tipo de liga e geometria.

Na Fig. 2.1, são apresentadas as curvas de DSC das amostras analisadas, e na Tabela 2.2, são expostas as temperaturas de transformação das amostras estudadas, a histerese térmica é obtida pela seguinte equação:

$$\Delta H = \frac{Af + As}{2} - \frac{Ms + Mf}{2}$$

As amostras sujeitas a tratamentos térmicos foram designadas por xxxHTTyyyzz, em que xxx é o nome da amostra antes do tratamento, yyy é a temperatura de recristalização, e zz é o tempo em minutos do tempo de recristalização.

Na análise da amostra 9P525 (a)), verifica-se que esta está encruada. Uma vez que o estudo incide sobre o EMF aliado à transformação de fase B19'→B2, realizou-se um tratamento térmico de recristalização, a 500 °C durante 30 minutos seguido de têmpera em água à temperatura ambiente. Após este tratamento térmico, a amostra tem a designação, 9P525HTT50030. As características de transformação do material utilizado neste trabalho, estão ilustradas pelos resultados dos ensaios DSC da Fig. 2.1, sumarizados na Tabela 2.2.

A amostra S-Plate foi utilizada no ensaio de simulação da atuação por EMF a baixa temperatura, exposto de seguida em 3.5.1, esta apresenta-se austenítica à temperatura ambiente, como mostra a linha azul da Fig. 2.1 e).

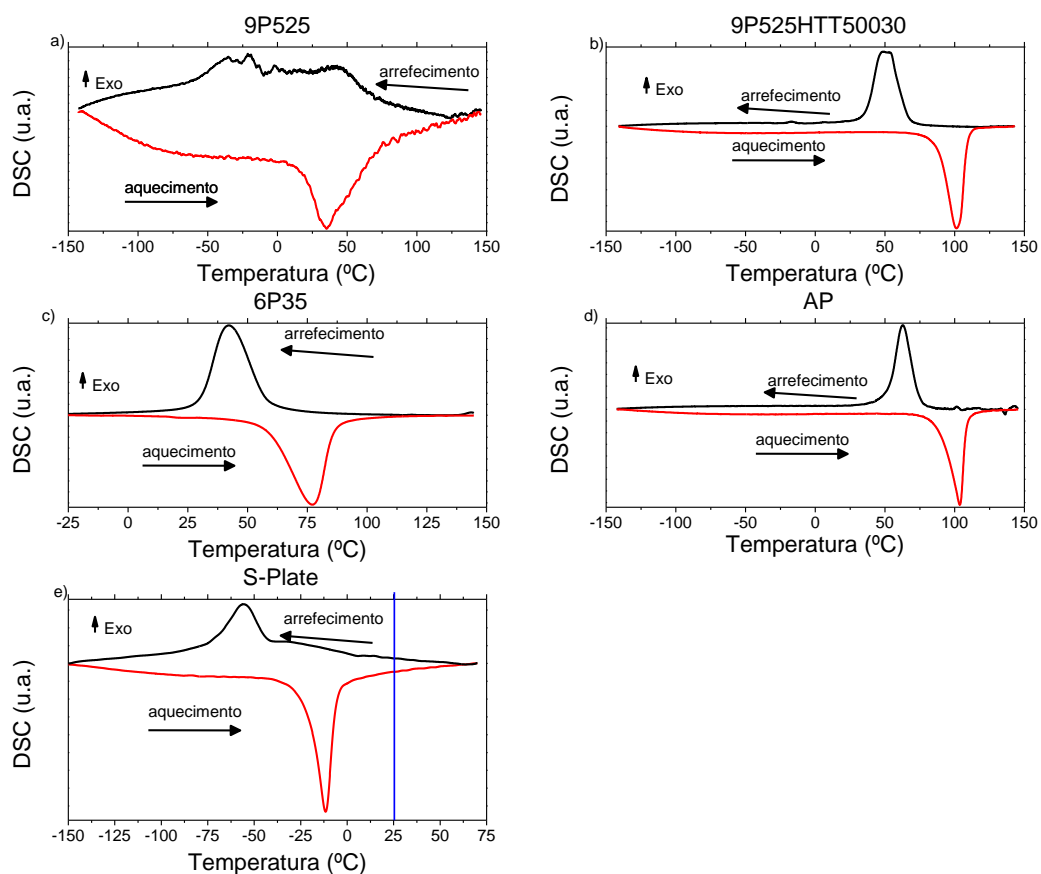


Fig. 2.1 Curvas de DSC das amostras: a) 9P525, b) 9P525HTT50030, c) 6P35, d) AP e e) S-Plate

Tabela 2.2 Temperaturas de transformação das amostras sujeitas a DSC

Amostra	M_f	M_s	A_s	A_f	ΔH
9P525HTT50030	51	68,5	83,9	101,1	32,8
AP	53,2	74,5	89,6	108,6	35,4
6P35	30,6	57,7	60,1	85,7	28,8
S-Plate	-68,3	-44,1	-21,0	-6,9	42,3

3 Equipamentos e técnicas:

Foram utilizados diversos ensaios para a caracterização. Na Fig. 3.1 é exposto um diagrama da ordem dos ensaios realizados, durante o trabalho da presente dissertação. As amostras foram sujeitas a ensaios de DSC, tratamentos térmicos de recristalização, e ensaios de simulação da atuação por EMF. Uma amostra foi sujeita a tratamentos térmicos a 9P525HTT50030, como indicado em 2. Os ensaios de compressão foram realizados em todas as amostras, e solicitadas em diferentes orientações. Para os ensaios de dilatometria foram utilizadas as amostras previamente deformadas por compressão, e estudada a recuperação por EMF. Após os ensaios de dilatometria, comparou-se estes com os ensaios de DSC, e determinou-se os parâmetros utilizados para os ensaios de simulação da atuação por EMF.

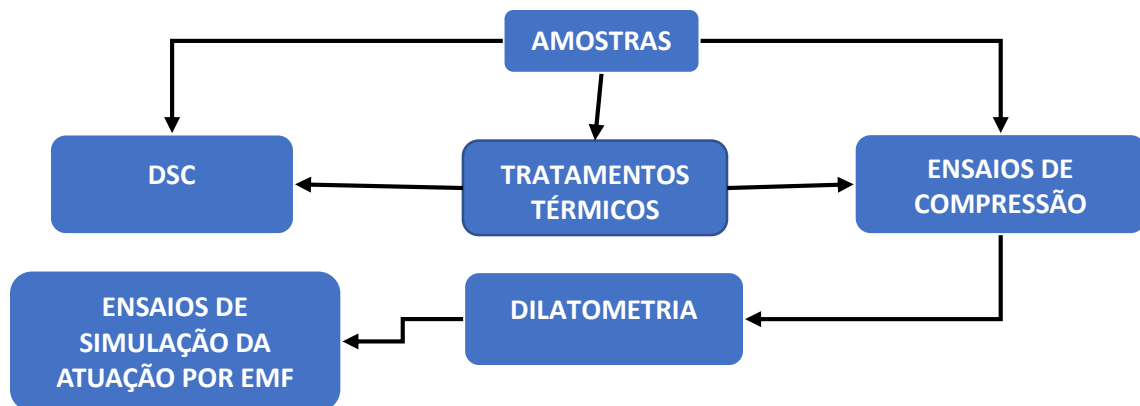


Fig. 3.1 Esquema dos ensaios de caracterização realizados

3.1 Preparação de amostras para os ensaios

É pretendido uma geometria cúbica com dimensões na ordem de grandeza de $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$, para as amostras sujeitas aos diferentes ensaios. A preparação destas foi realizada com a máquina de corte de precisão *BUEHLER ISOMET 4000*, com um disco de corte de cobre diamantado. Foi utilizada uma velocidade de rotação do disco de 5000 RPM, e uma velocidade de avanço de 1,2 mm/min. O corte das amostras a partir de varão e a identificação da orientação está representado nas Fig. 3.2 e Fig. 3.3. Os pontos nas faces serve para identificar as orientações das amostras. Nos varões, segundo a longitudinal, denominado por axial, a face é marcada com uma marca de punção, como mostrado na Fig. 3.2. Na amostra AP, são identificadas 3 faces distintas, a face com marcas de fresagem será denominada por 3P, a face perpendicular às marcas de fresagem, identificada com uma marca de punção, denominada por 1P, e a face paralela às marcas de fresagem identificada com duas marcas de punção por 2P, como mostra a Fig. 3.3.



Fig. 3.2 Esquema de corte e identificação de orientação de varões

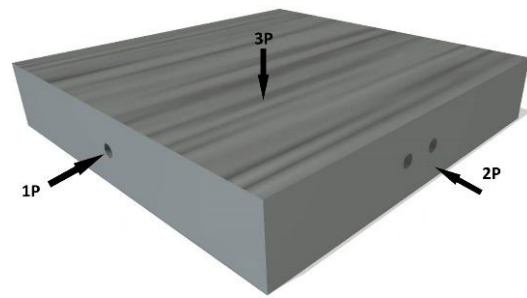


Fig. 3.3 Orientação de fresagem e identificação das orientações da amostra AP

3.2 Calorimetria diferencial de varrimento

A técnica de calorimetria diferencial de varrimento ou do inglês *differential scanning calorimetry* (DSC), foi utilizada para determinar as temperaturas de transformação e identificar diferenças de calor medido, para simular o processo de recristalização em amostras previamente deformadas. O equipamento utilizado foi o *DSC 204 F1 Phoenix* da *NETZSCH*. Utilizaram-se cadinhos de alumínio de 6 mm de diâmetro, para a realização dos ensaios de DSC, a velocidade de aquecimento e arrefecimento foi de 10 °C/min, com um patamar de estabilização térmica de 5 minutos; na determinação das temperaturas de transformação, o ciclo térmico utilizado foi $T_{amb}/150/-150/150$ °C, e para a recristalização *in-situ* $T_{amb}/500/0/200/0$ °C. Foi utilizada uma atmosfera protetora de azoto (N_2), com um fluxo de gás de 20 ml/min e de fluxo de azoto líquido de 2 ml/min.

3.3 Ensaios de dilatometria

Os ensaios de dilatometria foram realizados utilizando o equipamento da *Linseis* modelo *TMA PT1600*, com um porta-amostras de quartzo.

Utilizaram-se os seguintes parâmetros:

- Velocidades de aquecimento e arrefecimento, de 5 e 2 °C/min, respetivamente.
- Ciclos térmico: $T_{amb}/200/0/200$ °C, para a determinação do EMF,
- Recristalização *in-situ* $T_{amb}/500/0/200$ °C
- Patamar de estabilização térmica de 5 minutos entre as diferentes etapas
- Pressão de azoto gasoso 0,25 bar
- Força de contato de 1N.

3.4 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados no forno *MLM* da *Termolab* com o controlador *Eurotherm 3216CC*. A temperatura no centro do forno foi monitorizada utilizando um termopar.

3.5 Caracterização mecânica:

3.5.1 Ensaios de compressão e simulação da atuação por EMF

Os ensaios de caracterização mecânica foram realizados com o equipamento *AUTOGRAPH SHIMADZU* modelo *AG500Kng*. Para os ensaios de compressão realizou-se uma deformação até 1/6 do comprimento útil da amostra, ou seja de 16,7 %, a uma velocidade de 1 mm/min. Quando atingida a deformação pretendida é então feita a descarga da força aplicada até 0 N. A deformação de 1/6 do comprimento útil, foi escolhida para promover uma maior recuperação por EMF.

Para os ensaios de simulação da atuação por EMF, a deformação realizada foi até 13% do comprimento útil da amostra, a uma velocidade de 1 mm/min, descarregando até 0N, e registado o valor de força realizado com o travessão fixo. A deformação de 13%, foi escolhida por ser uma solicitação não tão elevada comparativamente com a de 16,7%, otimizando a força de atuação por EMF, mas perde-se em extensão total de recuperação por EMF. Para fazer a atuação por EMF, utilizou-se uma fonte de calor para aquecer a amostra. Após atingir o máximo de força aplicada é então feito o arrefecimento até à temperatura ambiente e registada novamente a força. Este ensaio foi realizado também a baixa temperatura, com a amostra S-plate. Como esta amostra é austenítica à temperatura ambiente, esta foi mergulhada previamente em azoto líquido, e durante o ensaio de compressão é sujeita a um jato de azoto gasoso, garantido a permanência no estado martensítico. A deformação é realizada inicialmente com arrefecimento, em que a amostra é deformada até 13% do comprimento útil, após atingir o valor máximo de deformação é descarregada a força e então fixo o travessão, o arrefecimento é interrompido, e medida a tensão de atuação com a subida de temperatura, até se chegar à temperatura ambiente.

4 Preparação do protótipo e ensaio

4.1 Seleção das chapas a unir

Para a seleção das chapas a unir realizou-se ensaios de caracterização, nomeadamente ensaios de compressão. O material utilizado foi chapa de alumínio, com uma espessura de 3 mm e 30 mm de largura, e não foi fornecida a especificação da liga. As amostras para estes ensaios foram preparadas do mesmo modo descrito em 3.1. Os ensaios de compressão realizaram-se com uma velocidade de travessão de 1 mm/min, e até uma deformação de 40% do comprimento útil da amostra, e depois descarregada até 0 N.

4.2 Preparação da chapa a unir, rebite e protótipo

Para a preparação das chapas a unir, ou seja, a ranhura onde o rebite é introduzido, houve alguns resultados a ter em conta. Estes são conhecidos na discussão, nomeadamente relativos a compressão e dilatometria. A ranhura de introdução do rebite foi inspirada na geometria proposta por *Kirkwood et al.* [21], chegando assim a uma geometria de cunha entre as duas chapas, nas faces sujeitas a aperto. O rebite tem uma geometria paralelepípedica em vez de cilíndrica, para facilitar o encaixe entre as duas chapas, e facilitar a deformação prévia ao encaixe. As dimensões utilizadas foram $5 \times 5,5 \times 5,5 \text{ mm}^3$. O aperto será realizado contra a face de $5,5 \times 3 \text{ mm}^2$. Escolhidas as dimensões do rebite, realizou-se o desenho do perfil em cunha das chapas a unir, tendo em conta os resultados obtidos em 5.1 e 5.2. Como se pode verificar na Fig. 4.1, o desenho do perfil das faces com as respetivas dimensões determinadas.

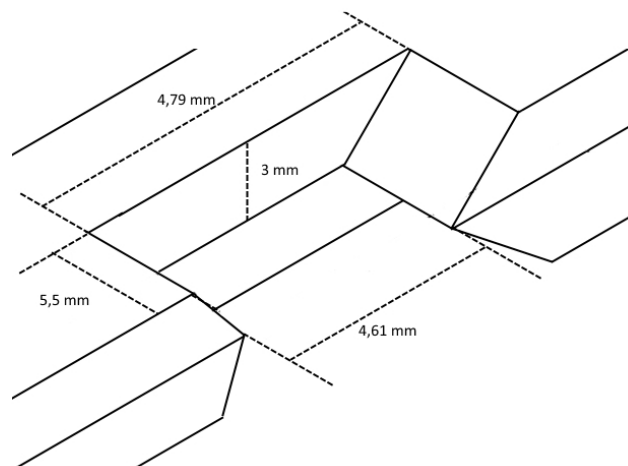


Fig. 4.1 Desenho do perfil das chapas para encaixe do rebite

O protótipo foi elaborado de modo a proceder à simulação da união de duas chapas e posterior ensaio de separação, em que o único elemento de união das chapas é o rebite.

4.3 Preparação do ensaio do protótipo

Para a realização do ensaio do protótipo é necessário a preparação dos rebites e a respetiva abertura nas chapas a unir. O rebite final e as chapas a unir foram obtidos através de eletroerosão por fio, e as restantes peças do protótipo foram obtidas por maquinagem. O desenho das peças é mostrado no Anexo A. Antes da realização do ensaio do protótipo, efetuou-se primeiro a deformação do cubo, com a máquina de compressão, até $1/6$ do comprimento útil do rebite, e posterior descarga da força até 0 N. O rebite foi deformado entre duas chapas de aço lisas, para manter as superfícies de encaixe o mais lisas possível.

4.4 Ensaio do protótipo

Foram utilizados dois métodos para a realização dos ensaios do protótipo, método A e B. A Fig. 4.2 apresenta o esquema de montagem do protótipo com a direção da solicitação, as chapas a unir estão translúcidas para se perceber a posição do rebite (a azul) no protótipo, no Anexo A é mostrada uma vista explodida do protótipo. Na Fig. 4.3 é apresentada uma vista de corte da montagem, com o pormenor de encaixe do rebite.

O método A foi realizado com o rebite no estado martensítico, este foi encaixado entre as duas chapas, e realizada a montagem do protótipo. Este foi introduzido no forno *MLM* a 200 °C durante 15 minutos, para que o rebite atuasse por EMF. Após este aquecimento, foi retirado do forno e introduzido num banho de água quente, e posteriormente em água à temperatura ambiente, para não sofrer uma mudança brusca de temperatura. Posteriormente o protótipo foi montado na máquina de tração, e realizada a solicitação com uma velocidade de tração de 1 mm/min, até separar ambas as chapas.

Para o método B, o rebite foi introduzido à temperatura ambiente entre as chapas a unir, e foi realizada a montagem do protótipo. O ensaio foi conduzido a uma temperatura acima de A_r , depois de ser introduzido na máquina de tração. Esta foi programada para realizar o ensaio a uma velocidade de deslocamento do travessão de 1 mm/min até separar as chapas. Antes de realizar o ensaio, foi posicionada uma pistola de calor, e acionada 3 minutos antes, para aumentar a temperatura do protótipo e provocar a atuação do rebite, a montagem final está representada na Fig. 4.4. Durante o ensaio a pistola de calor manteve-se ligada, para manter a temperatura no protótipo constante.

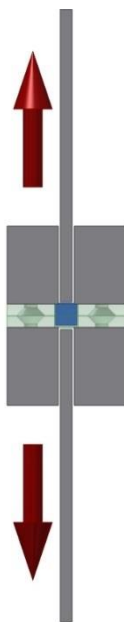


Fig. 4.2 Esquema da montagem do protótipo e direção da solicitação

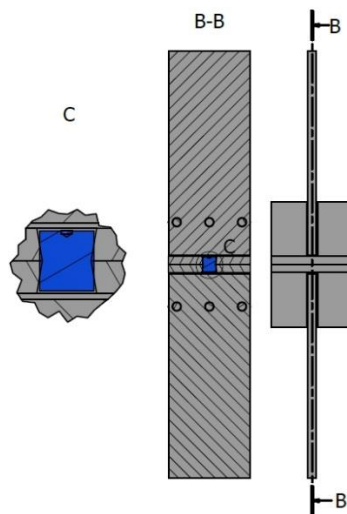


Fig. 4.3 Vista de corte da montagem do protótipo com pormenor de encaixe do rebite



Fig. 4.4 Montagem do ensaio método B

5 Resultados e discussão

Neste capítulo são expostos os diversos resultados dos ensaios realizados durante o trabalho desta dissertação e a respetiva discussão. A sequência de ensaios segue uma lógica linear, como exposto de seguida. Conhecidas as temperaturas de transformação das amostras envolvidas, exposto em 2, é realizada a caracterização termomecânica do material. Primeiro é necessário estudar a deformação e os respetivos mecanismos de deformação, através de ensaios de compressão, juntamente com os ensaios de simulação da atuação por EMF, para determinar a força de atuação das amostras. Em segundo lugar, o estudo da recuperação livre por EMF, das amostras previamente comprimidas, através de dilatometria. Realizados estes ensaios foi escolhido o material para ser aplicado no protótipo e testado.

5.1 Ensaios de compressão e simulação da atuação por EMF

Neste subcapítulo são expostos os resultados relativos aos ensaios de compressão e simulação da atuação por EMF. Das curvas de solitação mecânica estudou-se as seguintes componentes: σ_s , e σ_f , que correspondem respetivamente ao início e fim do patamar de reorientação das variantes; a tensão máxima de solitação, dada por $\sigma_{máx}$; e a extensão residual, dada por $\epsilon_{residual}$. Os valores correspondentes da reorientação das variantes serão calculados através da intersecção da regressão linear das retas. Para a determinação destas componentes utilizou-se o *software OriginPro 8.6* da empresa *OriginLab*. Na Fig. 5.1 estão representados os diversos parâmetros retirados das curvas de compressão. Para os ensaios de simulação da atuação por EMF, realizou-se a medição de força para alta (Temperatura > A_f) e para baixa temperatura (Temperatura < M_f), que serão representadas pela tensão correspondente de σ_{alta} e σ_{baixa} .

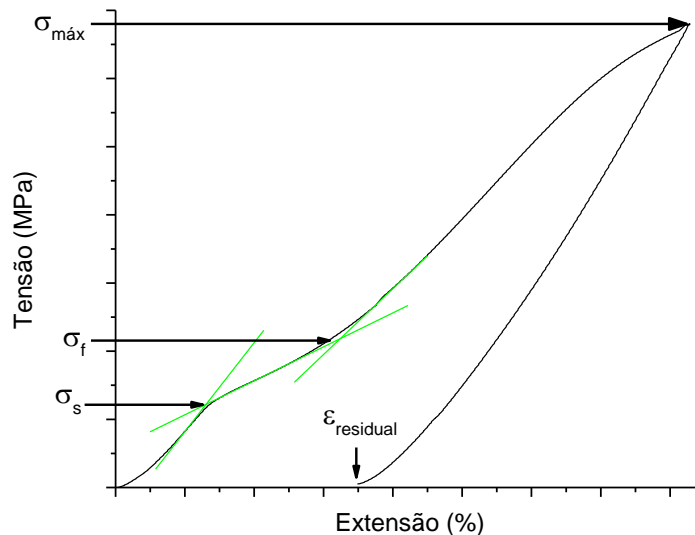


Fig. 5.1 Parâmetros retirados das curvas de compressão

A determinação da tensão máxima para uma deformação de 16,7% é feita, para comparação com as orientações das diferentes solitações, e determinar a sua resistência à compressão. A extensão residual $\epsilon_{residual}$, é a extensão irrecuperável após a solitação mecânica. O patamar da reorientação das variantes, é determinado pela mudança de declive após o regime elástico da martensite, e antes da deformação plástica irreversível. Na Fig. 5.2 e Fig. 5.3, são representadas as curvas de compressão

das amostras estudadas. Para a amostra 9P525HTT500 representou-se a 1ª e 2ª derivada parcial para melhor percepção da mudança de declive na curva original, e facilitar a determinação da região da reorientação das variantes.

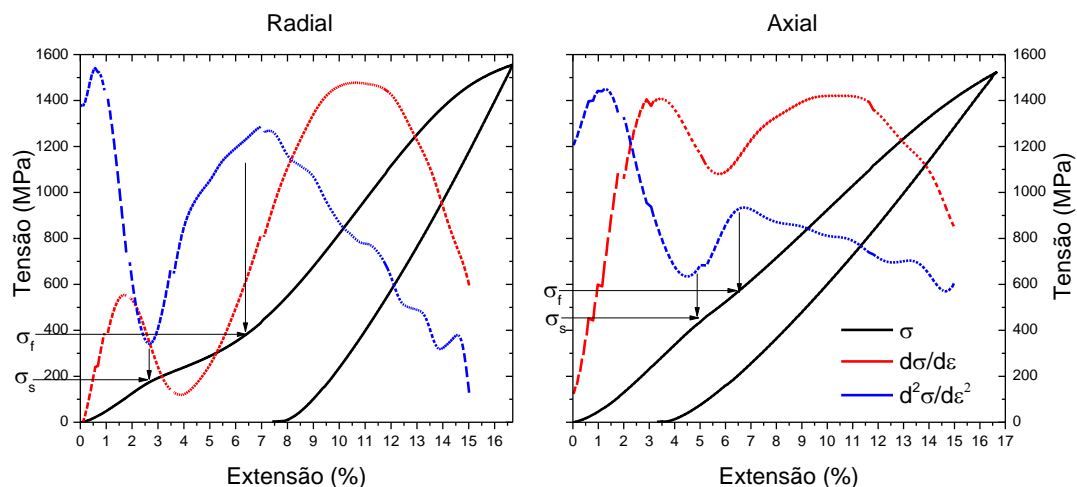


Fig. 5.2 Curvas de compressão da amostra 9P525HTT50030 com respectivas derivadas parciais

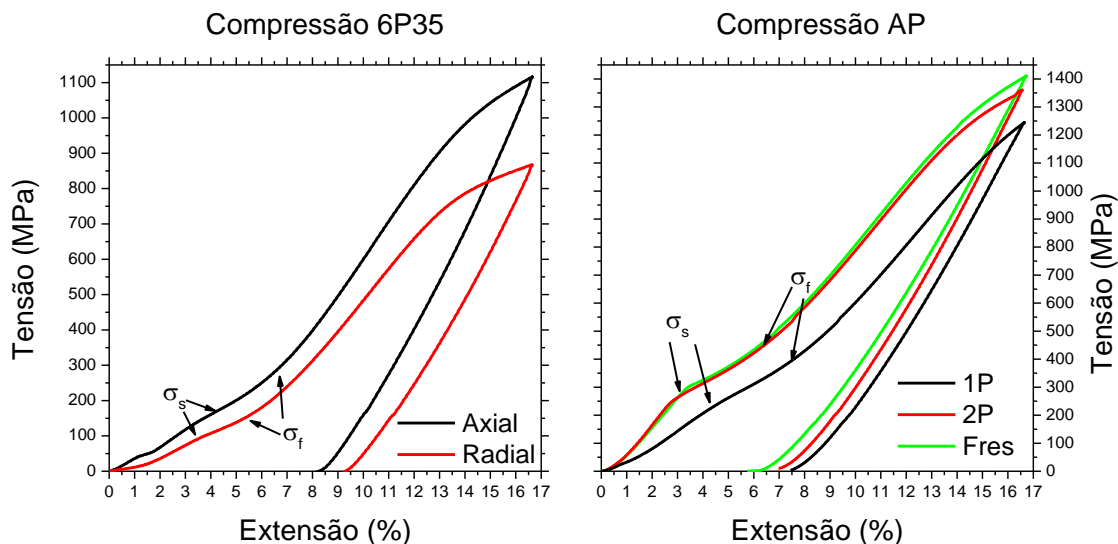


Fig. 5.3 Curvas de compressão das amostras 6P35 e AP

Após a análise das Fig. 5.2 e Fig. 5.3, obteve-se os seguintes valores:

Tabela 5.1 Resumo dos resultados obtidos por compressão

Amostra	σ_s (MPa)	σ_f (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$\epsilon_{residual}$ (%)
9P525HTT50030 Radial	182,9	371,7	1556,3	7,8
9P525HTT50030 Axial	464,0	586,1	1522,7	3,6
AP 1P	297,1	401,5	1245,1	7,3
AP 2P	297,1	433,5	1361,1	7,0
AP 3P	226,5	433,5	1410,9	6,3
6P35 Radial	91,5	149,4	868,0	9,2
6P35 Axial	132,1	284,5	1120,9	8,1

Na análise dos resultados da Tabela 5.1, verifica-se que para as amostras com geometria de varão, a resistência à compressão é superior segundo a direção axial; a amostra AP apresenta valores idênticos para as diferentes orientações da solicitação. O mesmo se verifica para a extensão residual,

na geometria de varão: segundo direção axial, é menor a extensão deformada; a amostra AP apresenta valores idênticos entre as diferentes orientações. A reorientação das variantes de martensite está associada, à relação entre a direção principal da solicitação mecânica, e a orientação cristalográfica preferencial presente no material [11], [13].

Nas Fig. 5.4 e Fig. 5.5, são representadas as curvas dos ensaios de simulação da atuação por EMF.

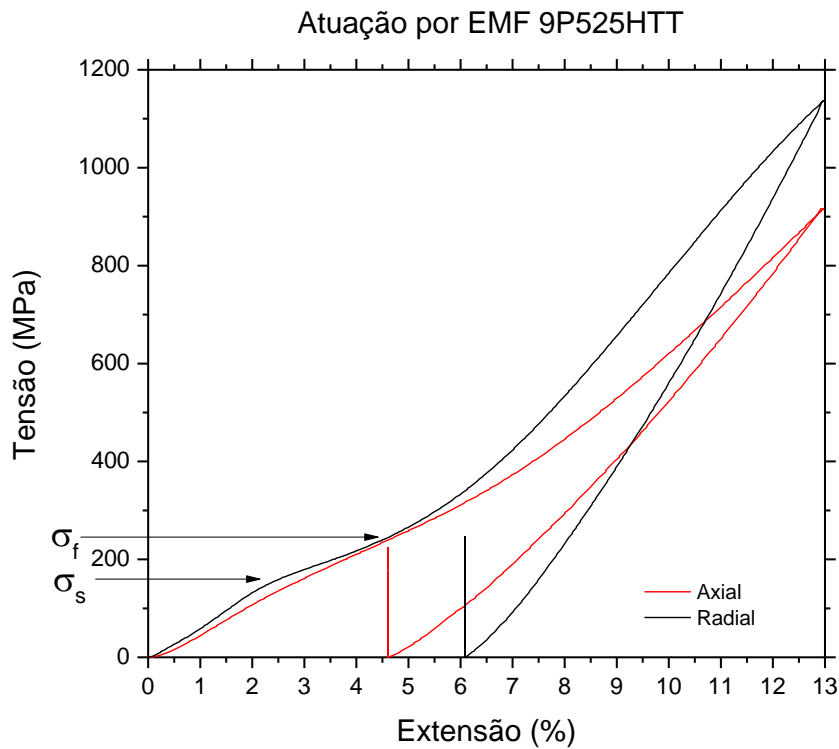


Fig. 5.4 Curva do ensaio de simulação da atuação por EMF da amostra 9P525HTT50030

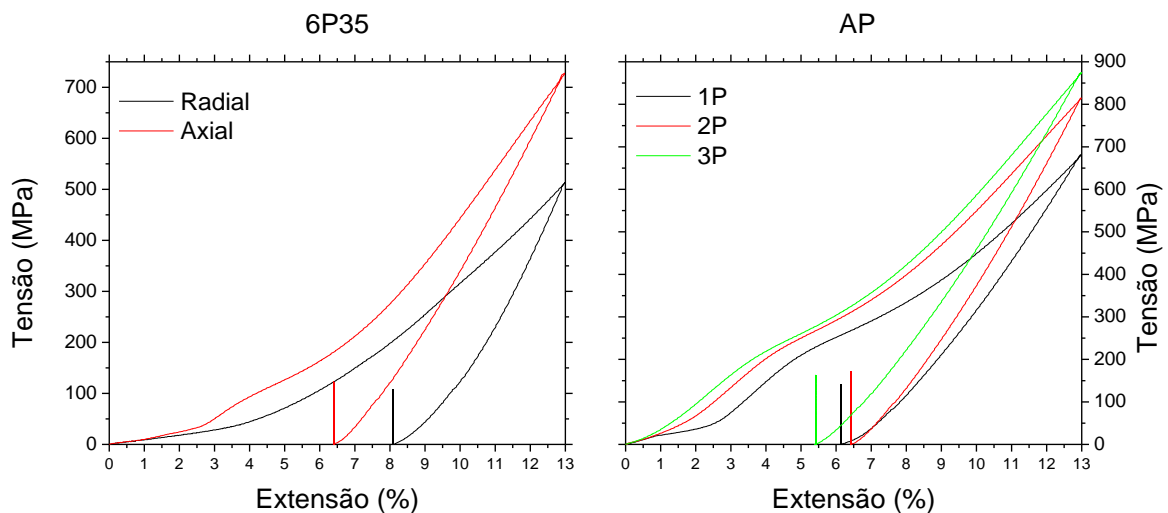


Fig. 5.5 Curvas dos ensaios de simulação da atuação por EMF das amostras 6P35 e AP

Tabela 5.2 Resumo dos resultados dos ensaios de simulação da atuação por EMFs

Amostra	σ_s (MPa)	σ_f (MPa)	σ_{alta} (MPa)	Força (N)	Secção reta (mm ²)
9P525HTT50030 Radial	149,7	301,0	246,2	5150,8	5,42 x 3,86
9P525HTT50030 Axial	105,5	292,0	220,0	4400,0	5,00 x 4,00
AP 1P	209,1	356,8	138,6	2737,3	4,22 x 4,68
AP 2P	213,3	375,1	169,7	3050,5	4,28 x 4,20
AP 3P	205,3	366,6	161,0	3074,5	4,40 x 4,34
6P35 Radial			107,1	1562,1	3,90 x 3,74
6P35 Axial	86,6	202,8	122,2	2225,3	4,42 x 4,12

A Tabela 5.2 é um resumo da análise das curvas dos ensaios de simulação da atuação por EMF. Na Fig. 5.4, está indicada a região onde ocorre a reorientação das variantes. A força de atuação a baixa temperatura (σ_{baixa}) não foi considerada, uma vez que a força medida a baixa temperatura foi de cerca de 1 e 0,5 N. É importante referir que a tensão de atuação a alta temperatura, encontra-se entre a região da reorientação das variantes, para a geometria de varão. No entanto, para a geometria de chapa (por exemplo a amostra AP), verifica-se que a força de atuação ficou aquém do expectável, não atingindo a gama de valores correspondentes à reorientação das variantes da martensite. Conclui-se por isso que a reorientação das variantes desempenha um papel importante no EMF neste tipo de ligas. Para a aplicação final, procura-se otimizar a força de atuação por parte da liga com EMF, para maximizar a força de aperto. A amostra 9P525HTT50030 é a melhor opção para a aplicação final, por apresentar a maior tensão de atuação.

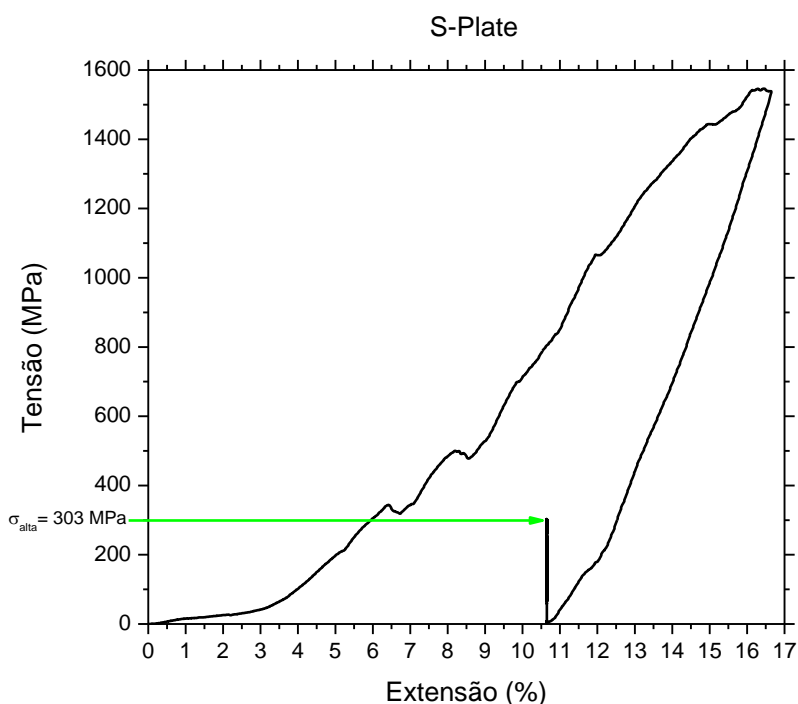


Fig. 5.6 Curva do ensaio de simulação da atuação por EMF da amostra S-Plate

Na Fig. 5.6 é representada a curva do ensaio de simulação da atuação por EMF da amostra S-Plate. Esta amostra tem um teor de Ni ligeiramente mais elevado, apresentando-se à temperatura ambiente no estado austenítico. Este ensaio foi realizado para demonstrar que o mesmo princípio, também se aplica para as ligas NiTi ricas em Ni, atingindo uma força máxima de atuação de 2900 N

correspondendo a uma tensão de 303 MPa, para uma secção reta de $3,00 \times 3,32 \text{ mm}^2$. A determinação da reorientação das variantes não foi possível, isto porque o tubo de arrefecimento, estava entre as placas de compressão, originando erro na medição da tensão, como se verifica na Fig. 5.7. O tubo de arrefecimento (a azul) estava posicionado entre as placas de compressão, direccionado para a amostra S-Plate (a amarelo).

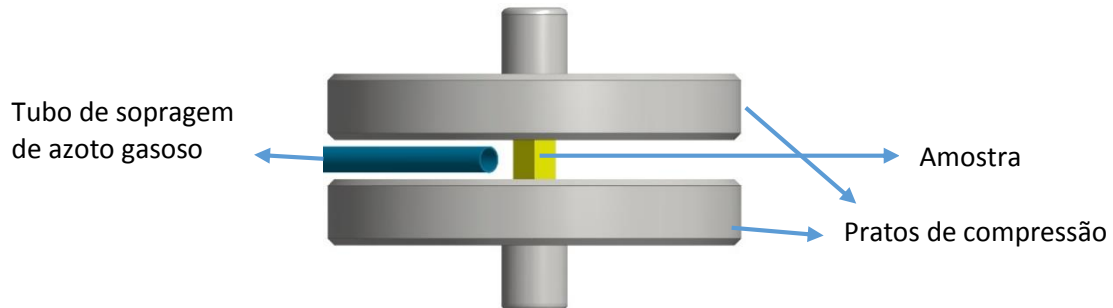


Fig. 5.7 Esquema de montagem da amostra S-Plate com o tubo de arrefecimento

5.2 Ensaios de dilatometria

No estudo da recuperação livre por EMF realizou-se ensaios de dilatometria. Através desta técnica determinou-se a recuperação livre por EMF e as temperaturas a que estão a ocorrer as transformações de fase, para amostras previamente deformadas. Nestes ensaios são retirados diversos parâmetros, como indicado na Fig. 5.8.

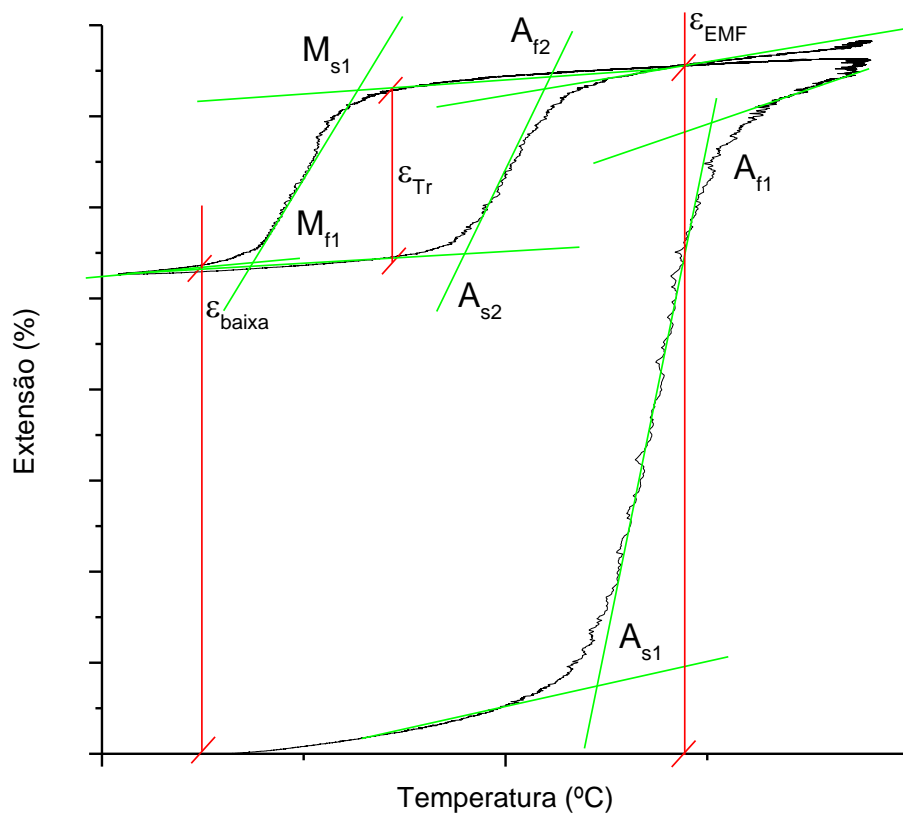


Fig. 5.8 Parâmetros retirados das curvas de dilatometria

As temperaturas de transformação designadas por A_{s1} , A_{f1} , M_{s1} e M_{f1} representam respetivamente o início e o fim das transformações para o 1º ciclo térmico. A_{s2} e A_{f2} correspondem ao 2º ciclo térmico. Estas temperaturas foram determinadas de acordo com o método utilizado em [11], [28], [29]. As extensões retiradas de dilatometria estão representadas por, ϵ_{EMF} , ϵ_{Tr} e ϵ_{baixa} :

- ϵ_{EMF} , extensão total da recuperação livre por EMF.
- ϵ_{Tr} , extensão por transformação de fase.
- ϵ_{baixa} a extensão após o EMF a baixa temperatura.

As extensões foram obtidas do mesmo modo que [11], [13], [30]. As temperaturas obtidas por dilatometria são comparadas com os resultados de DSC, tal como foi feito no trabalho de *Tan et al.* e *Liu et al.* [23], [30].

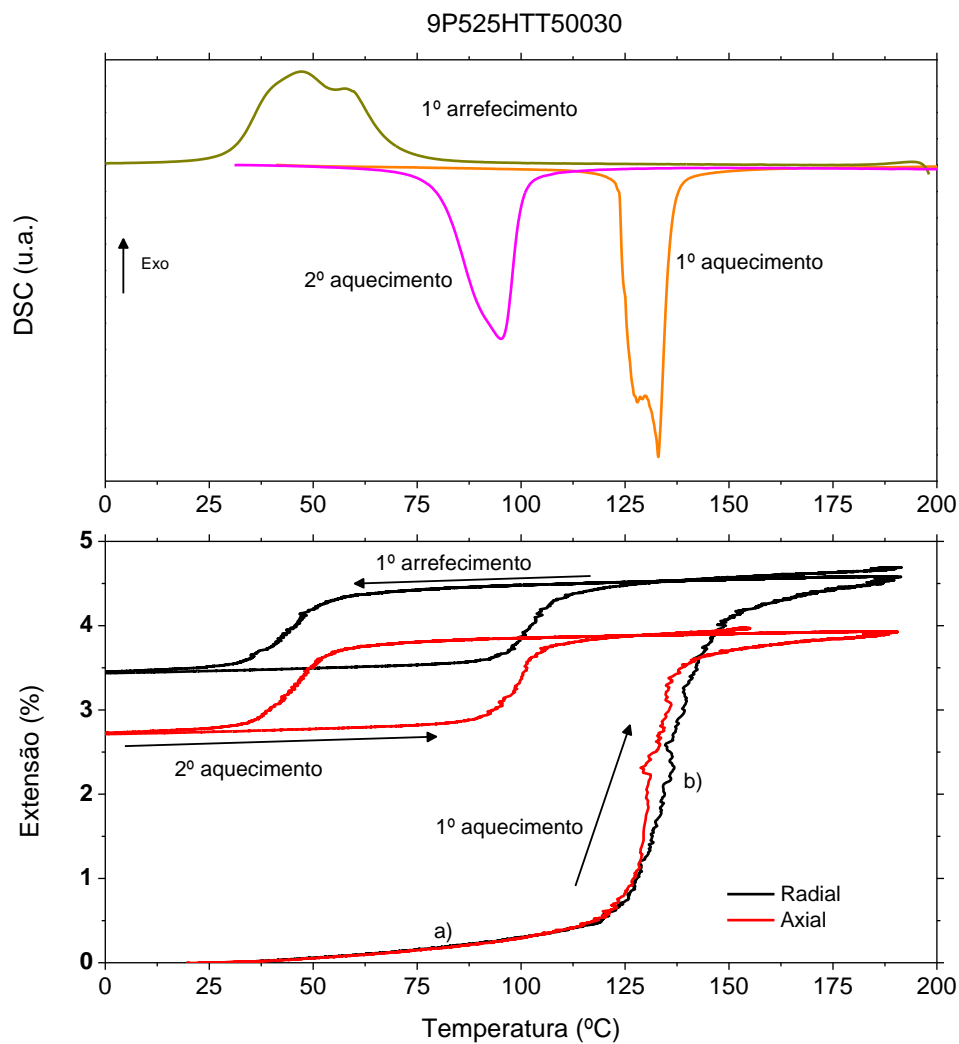


Fig. 5.9 Curvas de DSC com dilatometria da amostra 9P525HTT50030

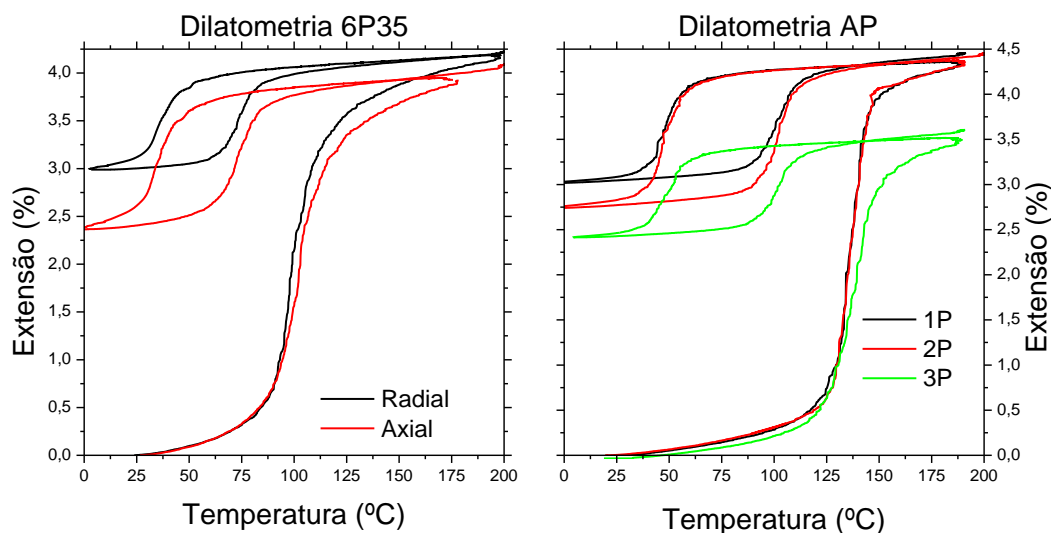


Fig. 5.10 Curvas de dilatométrica das amostras 6P35 e AP

Tabela 5.3 Resumo das temperaturas de transformação obtidas por dilatométrica

Amostra	A _{s1} (°C)	A _{f1} (°C)	A _{s2} (°C)	A _{f2} (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)
9P525HTT50030 Radial	124,9	146,0	94,7	110,4	53,8	35,8
9P525HTT50030 Axial	123,3	137,7	92,1	105,8	55,3	36,0
9P525HTT50030 DSC (16,7 %)	123,5	136,8	80,1	100,4	70,4	30,7
9P525HTT50030 DSC	84,0	101,0	-	-	67,0	51,0
AP	125,0	145,5	91,0	111,0	59,0	39,0
AP DSC	89,6	108,6	-	-	74,5	53,2
6P35	88,0	111,0	63,0	83,0	47,5	24,0
6P35 DSC	60,1	85,7	-	-	57,7	30,6

Tabela 5.4 Resumo das histereses térmicas das amostras nos diferentes ciclos

Amostra	ΔH_1 (°C)	ΔH_2 (°C)
9P525HTT50030 DSC (16,7%)	79,6	39,7
AP	86,3	52,0
6P35	63,8	37,3

Na Fig. 5.9 são representadas as curvas de DSC e de dilatométrica da amostra 9P525HTT50030, e na Fig. 5.10 são representadas as curvas de dilatométrica das restantes amostras. A Tabela 5.3 indica as temperaturas de transformação retiradas dos ensaios de dilatométrica e DSC. As linhas DSC (16,7%) e DSC, da Tabela 5.3, correspondem respetivamente, aos ensaios de DSC com a amostra deformada a 16,7% e à amostra sem deformação; para as restantes amostras são apresentados os valores médios das temperaturas de transformação. Na Tabela 5.4 está um resumo das histereses térmicas, ΔH_1 e ΔH_2 , correspondentes ao 1º e 2º ciclo térmico.

Estas amostras como foram previamente deformadas em compressão (16,7%); a primeira característica que se identifica através da análise das curvas de dilatométrica, foi a diferença de temperaturas de transformação entre o 1º e 2º ciclo térmico. As temperaturas da transformação inversa do 1º ciclo são mais elevadas, que as correspondentes do 2º ciclo. Este aumento deve-se ao campo de tensões internas associado à densidade de deslocações resultantes da deformação anterior. Tal exige um aumento da energia para ocorrer a transformação inversa. No 2º ciclo térmico de aquecimento a transformação inversa ocorre a menores valores de temperatura, devido à relaxação

de tensões durante o 1º ciclo térmico. Verifica-se em arrefecimento, que as temperaturas da ocorrência da transformação direta, são inferiores em relação à amostra sem deformação. Isto provoca um aumento da histerese térmica e da estabilização da martensite, tanto no 1º ciclo como no 2º ciclo térmico, como se verifica na Tabela 5.4. [11], [23], [31], [32]

As temperaturas de transformação retiradas das curvas de DSC e dilatométrica (fig. 5.9), não são coincidentes para transformações equivalentes; tal resulta dos métodos de controlo e medição de temperatura de cada um deste tipo de ensaios. Há também uma grande diferença entre as massas das amostras utilizadas em DSC (20 mg) e dilatométrica (5g). Esta diferença de massas traz como consequência diferenças de inércia térmica. Os métodos de medição nos dois ensaios são também distintos. Em DSC, é medida a diferença de calor em relação a uma referência e controlada a temperatura do sistema. Em dilatométrica, a medição da diferença de comprimento é feita através de um transdutor, e a temperatura é medida através de um termopar que está a cerca de 5 mm da amostra, proporcionando erros de medição de temperatura. Na Tabela 5.4, são utilizados os valores calculados a partir dos ensaios DSC, pelos motivos já mencionados.

O EMF é ativado termicamente. Verifica-se que a recuperação por EMF ao início, entre os 115 e os 124 °C é diminuta, sendo maioritariamente por dilatação térmica (Fig. 5.9 a)). No entanto, ultrapassada A_{s1} a recuperação é maioritariamente por EMF (Fig. 5.9 b)). Isto é provocado por existir um gradiente de deformação na amostra, evidenciado pela transformação inversa em múltiplas etapas, em DSC.

Tabela 5.5 Resumo da recuperação livre obtida por dilatométrica

Amostra	$\epsilon_{\text{residual}}$ (%)	ϵ_{EMF} (%)	ϵ_{Tr} (%)	ϵ_{baixa} (%)
9P525HTT50030 Radial	7,8	4,6	1,1	3,5
9P525HTT50030 Axial	3,6	4,0	1,2	2,8
AP 1P	7,3	4,3	1,3	3,0
AP 2P	7,0	4,3	1,6	2,7
AP 3P	6,3	3,5	1,1	2,4
6P35 Radial	9,2	4,2	1,0	2,4
6P35 Axial	8,1	4,1	1,1	3,0

Na Tabela 5.5, estão representados os valores relativos às recuperações livre por EMF e por transformação, retirados da curva de dilatométrica da Fig. 5.9 e Fig. 5.10. Verificou-se durante o 1º ciclo térmico a existência de uma elevada recuperação, maioritariamente por EMF. A extensão por transformação de fase não varia significativamente entre as diferentes orientações, contribuindo apenas no máximo até 1,6 % de extensão. Verifica-se a existência de um duplo EMF, caracterizado por uma variação da extensão de transformação entre os 1% e 1,6%, entre a alta temperatura e baixa temperatura. A densidade de deslocamentos promove o crescimento das variantes segundo certas orientações, criando assim o duplo EMF. No entanto para uma amostra com uma maior densidade de deformação ou de deslocamentos, como o caso da 9P525HTT50030 Radial, o duplo EMF é mais reduzido, explicando a diferença da extensão de transformação entre as diferentes orientações [11], [23].

Há uma diferença da extensão recuperada por EMF para as diferentes orientações. Segundo a direção radial da amostra 9P525HTT50030, ocorre uma maior recuperação por EMF em relação à deformação inicial. Para a aplicação final, a orientação radial da amostra 9P525HTT50030 é a que apresenta uma recuperação livre superior, sendo a melhor opção para a aplicação, promovendo um melhor união entre duas chapas.

5.3 Conclusão dos ensaios de caracterização térmica e mecânica

Ao longo dos ensaios termomecânicos, verifica-se uma forte componente anisotrópica no material. Este facto explica o estudo do comportamento segundo orientações diferentes (radial e axial para varões, e 1P, 2P e 3P para a chapa). No presente trabalho, a textura cristalográfica não foi

identificada, e por isso não foi possível estabelecer uma comparação com os mecanismos de deformação.

Após os ensaios acima mencionados chega-se à conclusão que a amostra 9P525HTT50030 Radial é a que apresenta as melhores características em relação às restantes amostras. Esta apresenta uma maior recuperação absoluta por EMF e consequentemente uma maior tensão de atuação. Na Fig. 5.11 são representadas as curvas dos ensaios de compressão e de dilatometria da amostra escolhida para a realização do rebite, 9P525HTT50030 radial. Este gráfico 3D permite uma melhor visualização global do que ocorre quando a amostra não está constrangida, e estão representados os diversos parâmetros determinados ao longo dos ensaios termomecânicos.

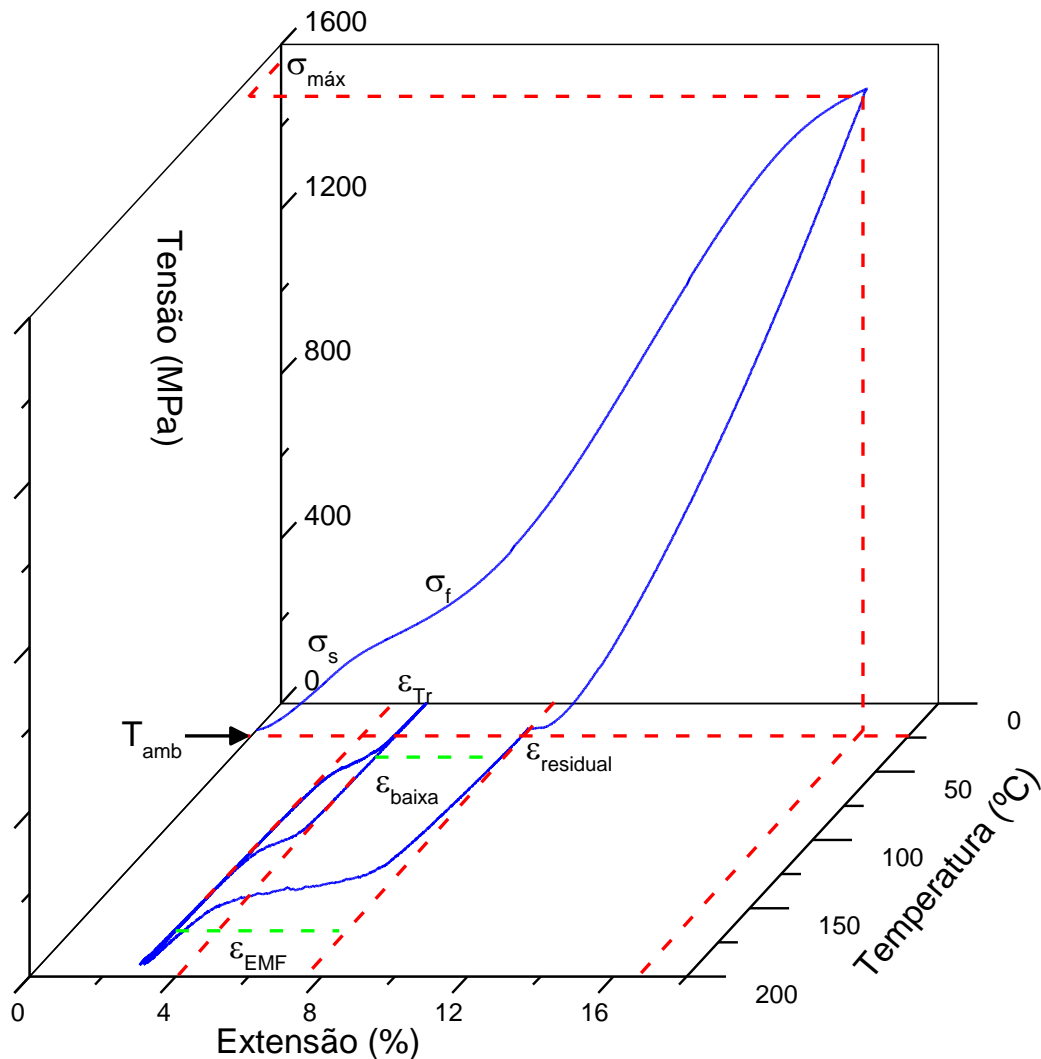


Fig. 5.11 Curva em perspectiva do ensaio de compressão e posterior ensaio de dilatometria da amostra 9P525HTT50030 Radial

5.4 Recristalização

Uma das características deste tipo de materiais é a sua capacidade de restaurar as temperaturas de transformação de fase e o seu estado de tensões interno, ou seja, a reversão parcial da deformação presente no material, com apenas um tratamento térmico de recristalização, possibilitando conceptualmente a sua reutilização para a mesma função. Assim se pode minimizar a existência de resíduos nesta tecnologia de união, com a consequente economia no que respeita aos custos associados ao material utilizado.

Nas Fig. 5.13 e Fig. 5.14, estão representadas as curvas de DSC e de dilatometria da simulação *in situ* da recristalização da amostra 9P525HTT50030 Radial, a 500 °C. Para o ensaio de DSC separou-se a amostra em 3 secções diferentes ao longo do comprimento útil da amostra; as setas representam a orientação da solicitação, exemplificado na Fig. 5.12, denominadas por Topo, Centro e Fundo. Estas diferentes secções foram obtidas para estudar o gradiente de deformação ao longo da amostra.



Fig. 5.12 Esquema das diferentes partes da amostra para DSC

O Centro está sujeito a um maior grau de deformação, este fenómeno é devido ao embarrilamento do provete, quando realizada a solicitação. Com o atrito entre os pratos de compressão, as partes menos deformadas foram as Topo e Fundo. Este fenómeno é verificado através da análise da Fig. 5.13:

- As temperaturas de transformação do Centro são mais elevadas que as restantes, devido ao maior grau de deformação desta região.
- A relaxação de tensões e a recristalização ocorrem numa única etapa entre 225 e 350 °C (Fig. 5.13 3) c)) para temperaturas inferiores às restantes partes,
- Ocorrem outros fenómenos para temperaturas superiores a 500 °C (Fig. 5.13 3) d)).

As partes Topo e Fundo apresentam comportamentos similares. Verifica-se que no Topo as temperaturas de transformação ocorrem mais cedo que as restantes, devido ao menor grau de deformação a que foi sujeito. A relaxação de tensões ocorre entre os 175 e 225 °C (Fig. 5.13 3) a)), e a recristalização entre os 300 e os 400 °C com um pico máximo a 375 °C (Fig. 5.13 3) b)). O Fundo é o que apresenta um comportamento intermédio entre Centro e Topo (Fig. 5.13 1)). Verifica-se que as temperaturas de transformação estão situadas entre as do Centro e Topo. Também é patente este comportamento na Fig. 5.13 3), onde está identificada a gama de temperaturas para a relaxação de tensões (e) e para a recristalização (f).

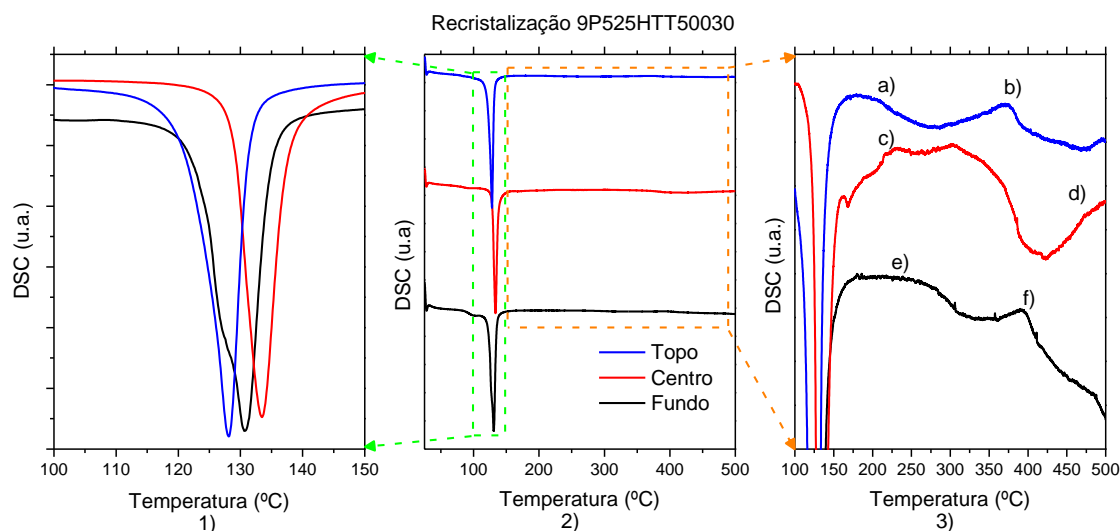


Fig. 5.13 Curvas de DSC da recrystalização da amostra 9P525HTT50030 e respectivas ampliações

Na Fig. 5.14 são representadas as curvas de dilatometria e o respetivo perfil de temperaturas em função do tempo, verificando-se a contração da amostra, quando sujeita a 500 °C durante 30 min, devido à relaxação de tensões e ocorrência da recrystalização. No entanto, verifica-se que durante o patamar isotérmico a recrystalização não termina; *Shahmir et al.* também verificou este fenómeno [29].

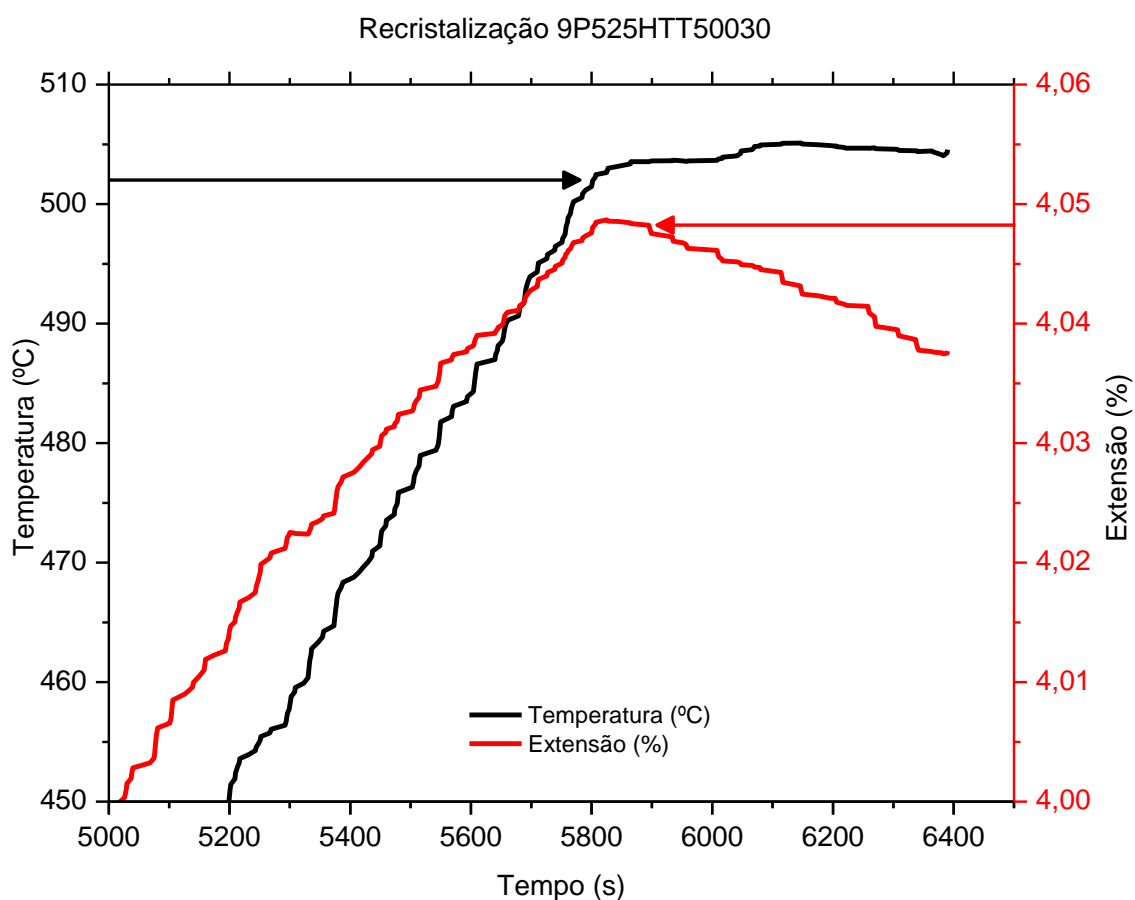


Fig. 5.14 Curva de dilatometria de recrystalização e perfil de temperatura em função do tempo

Após a recristalização foram estudadas as transformações de fase por DSC e o comportamento dilatométrico da amostra, representados na Fig. 5.15. As temperaturas de transformação A_s , A_f , M_s e M_f , são respetivamente, 90, 103, 52 e 64 °C, verificando-se que as temperaturas de transformação são restauradas em relação à amostra inicial sem deformação. Em dilatometria as transformações de fase caracterizam-se por uma ligeira contração e expansão na transformação direta e indireta respetivamente, deixando de haver duplo EMF como visto anteriormente. Este fenómeno está de acordo com o que *Liu et al.* estudou [30]; a contração e expansão durante as transformações de fase são devidas à mudança de estrutura cristalina presente, pois a martensite com uma estrutura monoclinica é menos compacta que a austenite com uma estrutura cúbica simples.

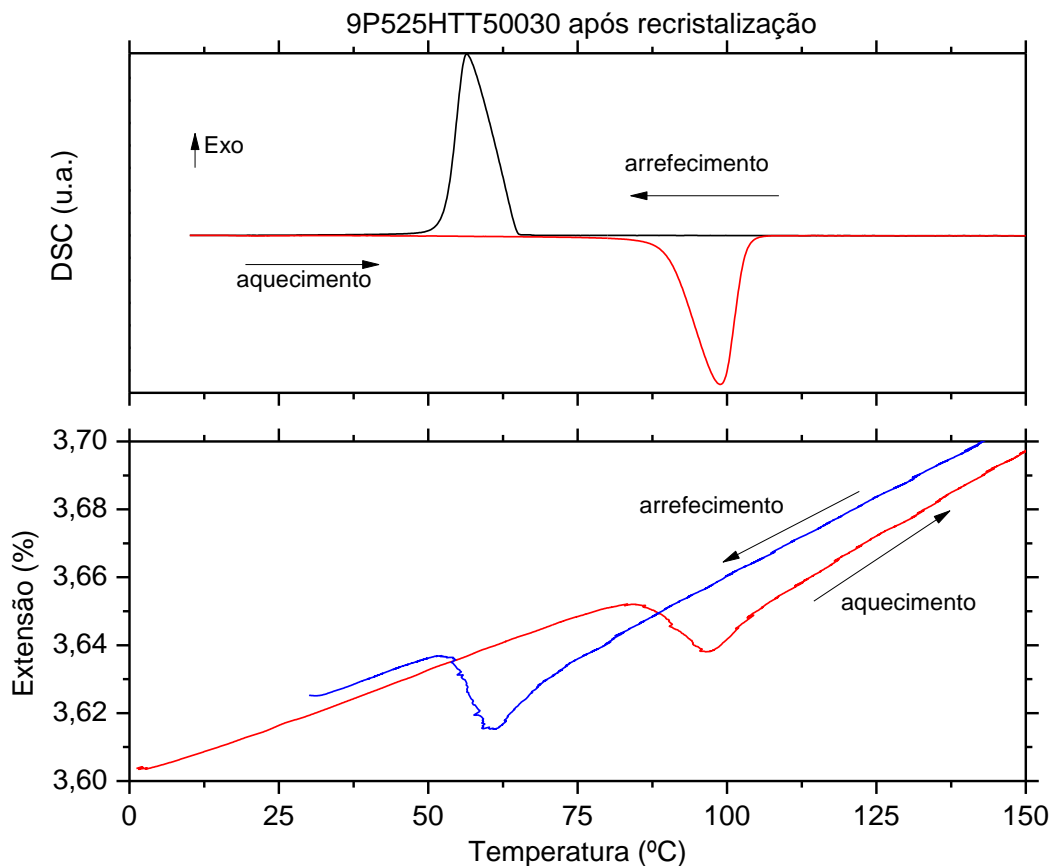


Fig. 5.15 Curvas de DSC e de dilatometria da amostra 9P525HTT50030 após recristalização

5.5 Prova do conceito de rebite

Após os ensaios discutidos em 5.1 e 5.2, obtiveram-se os resultados correspondentes a $\epsilon_{\text{residual}}$ e ϵ_{EMF} , da amostra utilizada para o protótipo. Como exposto em 4.2, os resultados anteriores foram utilizados para determinar as dimensões do perfil da face em contacto com o rebite. Considerando que $\epsilon_{\text{residual}}$ de 7,8%, para uma amostra deformada (comprimento após deformação 4,61 mm), e considerando também a recuperação por EMF, ϵ_{EMF} de 4,2%, o rebite terá um comprimento após a recuperação de 4,79 mm. Estes dois valores, 4,61 e 4,79 mm foram utilizados para o desenho do orifício das chapas a unir, tendo a geometria do orifício sido inspirada no método proposto por *Kirkwood et al.* [21] na Fig. 4.1 é apresentado o perfil final. O desenho da montagem e de cada uma das peças é apresentado no Anexo A.

5.5.1 Seleção do material das chapas a unir

O material das chapas a unir foi selecionado de acordo com as propriedades estudadas nos ensaios de atuação de simulação por EMF, uma vez que a seleção do material está constringida pela tensão máxima medida por atuação, e a tensão de cedência do material a unir tem de ser menor que a tensão de atuação. Realizou-se um ensaio de compressão, e comparou-se a tensão de cedência do material a unir com a tensão de atuação, como mostra a Fig. 5.16.

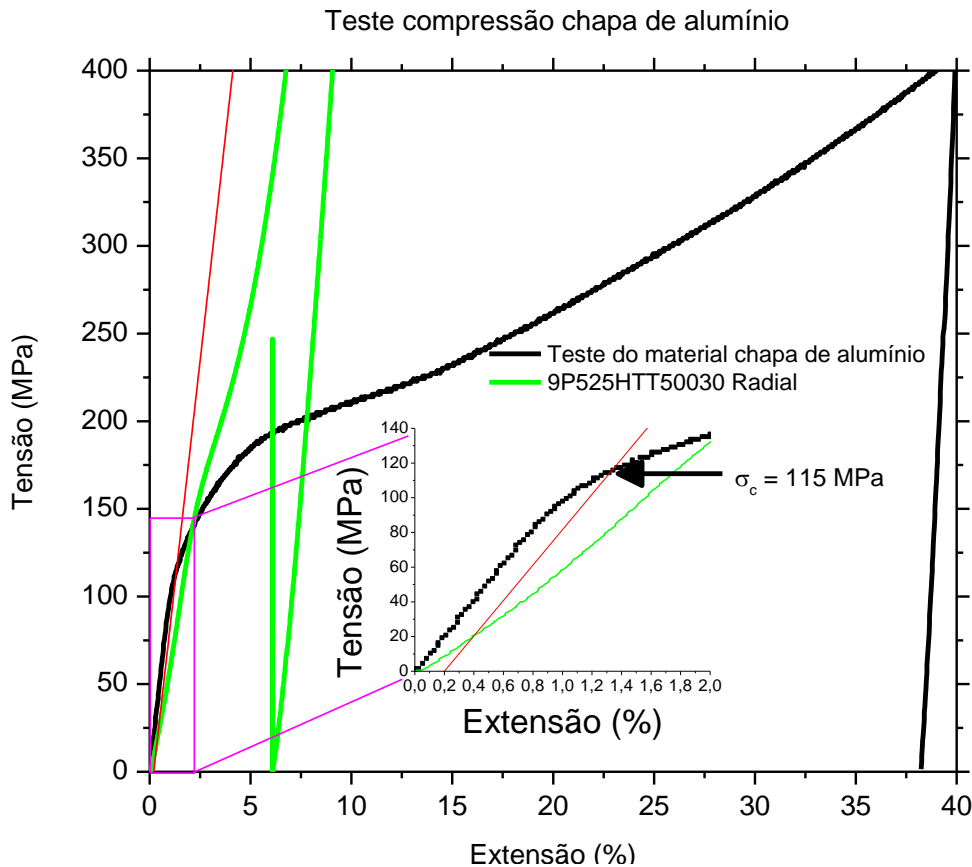


Fig. 5.16 Curvas de compressão para o teste do material a unir e da amostra a utilizar como rebite

O material referido como Al chapa, trata-se de uma chapa de alumínio com uma secção reta de 30 x 3 mm². NA Fig. 5.16, apresentam-se a curva de compressão do material a unir (chapa de alumínio), e a curva do ensaio simulação da atuação por EMF do material a usar como rebite (9P525HTT50030 Radial). É verificado que a tensão de prova a 0,2% da chapa de alumínio (σ_c) apresenta um valor de 115 MPa, enquanto o valor de tensão de atuação é de 246 MPa. O que significa que o material a utilizar como rebite, apresenta um valor 213% superior à tensão de cedência do material das chapas a unir. Assim se mostra a viabilidade da utilização da chapa de alumínio para o ensaio do protótipo. O facto de a tensão de cedência ser menor que a força de atuação, é benéfico para esta aplicação, pois o rebite atuado entra em contacto com a chapa, e com o contínuo fornecimento de calor, promove a deformação plástica das chapas a unir e do rebite. Ocorre então o encruamento na região de contato rebite|chapa, promovendo um melhor aprisionamento, estanquicidade e também o aumento da histerese de transformação do rebite [21].

5.5.2 Ensaio do protótipo

Escolhido o material a ser utilizado para as chapas a unir e o rebite, efetuou-se a montagem e os respetivos ajustes para o encaixe do rebite na ranhura das duas chapas. Como indicado em 4.3.

No 1º ensaio, o método A, não foram registados quaisquer resultados, isto porque ao realizar a montagem na máquina de tração as duas chapas separaram-se. Uma das razões por ter ocorrido este tipo de falha no protótipo, dá-se devido a problemas de dilatação térmica dos materiais, em que o NiTi apresenta um coeficiente de dilatação térmica de $10,4 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ comparado com o valor de $21 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ para o alumínio. Verificou-se que as chapas rebitadas estavam deformadas, logo o rebite desempenhou a sua função. No entanto, a retração volúmica associada à descida de temperatura, e como o coeficiente de dilatação térmico do alumínio é 2x superior ao NiTi, o rebite deixou de realizar o aperto. Em seguida é exposto o 2º ensaio (método B), representado na Fig. 5.17.

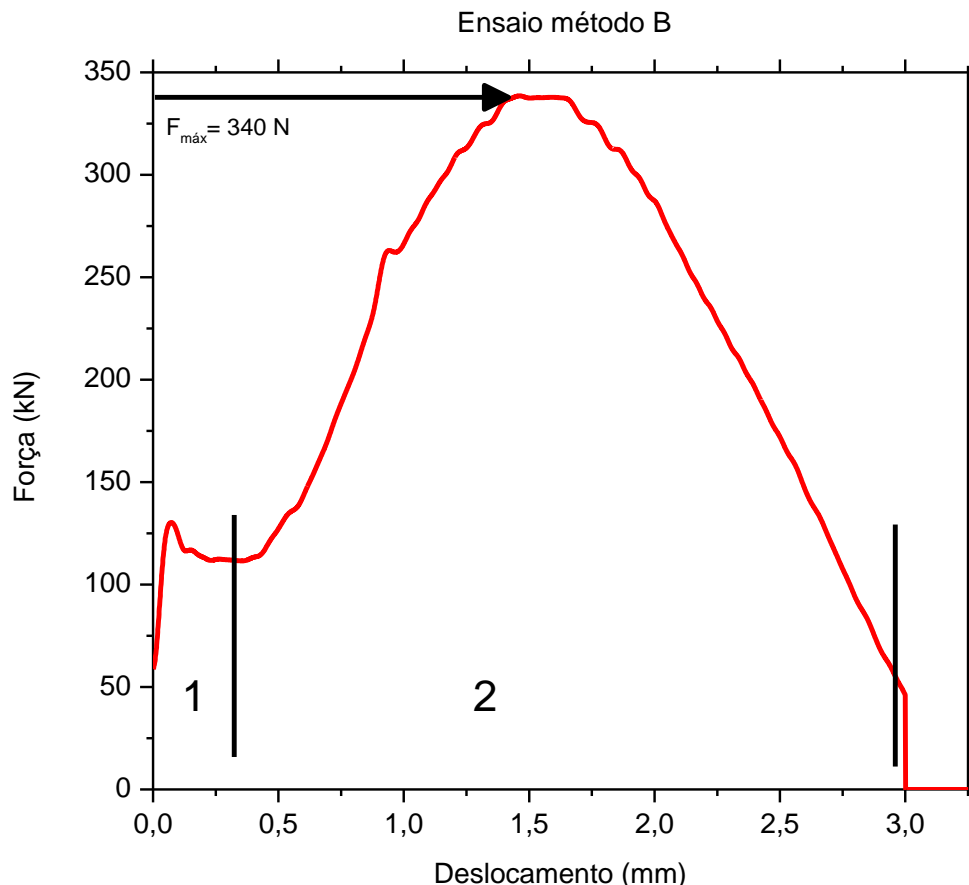


Fig. 5.17 Curva do ensaio do método B

Na análise a curva da Fig. 5.17, verifica-se a ocorrência de duas etapas distintas no ensaio. Na etapa 1 observa-se a existência de um aumento de força abrupto e depois uma quebra da força medida, isto é devido à acomodação das folgas existentes, nas uniões dos diversos componentes. A força máxima que o rebite atingiu foi de 340 N, com uma separação de 1,3 mm entre as chapas; isto significa que esta união suporta até 340 N, antes da separação das chapas.

6 Conclusão e trabalho futuro

A presente dissertação teve como principal objetivo estudar a viabilidade das ligas NiTi, em processos de união, utilizando rebites com EMF. Conseguiu-se provar e realizar um ensaio para provar o conceito de rebite com EMF.

Com os ensaios realizados, conclui-se:

- As ligas NiTi são fortemente influenciadas pelo modo como a transformação martensítica ocorre, e são dependentes da temperatura e do estado de deformação.
- O processamento termomecânico de qualquer material metálico e naturalmente nas ligas NiTi, introduz problemas de orientação preferencial (texturas cristalográficas), e associado a isso uma anisotropia de propriedades.
- Das amostras estudadas a geometria de varão é a que apresenta maior dependência anisotrópica, no comportamento termomecânico.
- É verificado um aumento da estabilização da martensite, para as amostras deformadas, bem como um aumento da histerese térmica.
- A recuperação por EMF é parcial, atingindo um valor máximo de 4,2%.
- A tensão de atuação das ligas NiTi está relacionada e encontra-se no patamar da reorientação das variantes. Atingiu-se uma força máxima de atuação de 2900 N correspondente a uma tensão de 303 MPa para uma secção reta de 3,0 x 3,2 mm².

Após a prova do conceito, através do ensaio do protótipo verifica-se que este tipo de ligações é viável, e que para um rebite com 5x5,5x5,5 mm³, a separação das chapas só tem lugar depois de ultrapassada uma solicitação de 340 N.

Através deste estudo, verifica-se a possibilidade e viabilidade da aplicação do EMF em rebites. De referir, que para a aplicação deste tipo de rebites é necessário o estudo relativo às temperaturas de serviço. De maneira a garantir que a temperatura de serviço esteja acima de A_f , para que a união não seja comprometida.

De acordo com os ensaios e pesquisa bibliográfica realizados, este tipo de rebites deve ser aplicado na união de materiais com uma tensão de cedência inferior à tensão de atuação por EMF, para promover uma boa união.

Para conhecer o papel da anisotropia neste tipo de ligas, propõe-se o estudo de texturas cristalográficas, para conhecer qual a orientação cristalográfica presente para a geometria de varão e chapa.

É necessário um estudo mais aprofundado, em relação à recuperação térmica, para uma solicitação constante, ou seja, ensaios de dilatométrica com tensão constante aplicada, para estudar a resposta do material em relação aos vários ciclos térmicos.

Para trabalho futuro este tipo de rebite pode servir na união de diversas chapas. Para selecionar que materiais podem ser utilizados neste tipo de uniões, considerando que a tensão de atuação é de 300 MPa e o coeficiente de dilatação é de $10 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, pode-se propor alguns materiais. Para isso utilizou-se a base de dados *CES Edupack 2014* da *Granta Design*. Na Fig. 6.1, é exposto um gráfico de tensão de cedência versus função do coeficiente de dilatação térmica, para verificar quais as classes de materiais que melhor satisfazem os critérios de escolha que foram definidos:

- Tensão de cedência inferior a 300 MPa.
- Coeficiente de dilatação próximo do da liga NiTi.

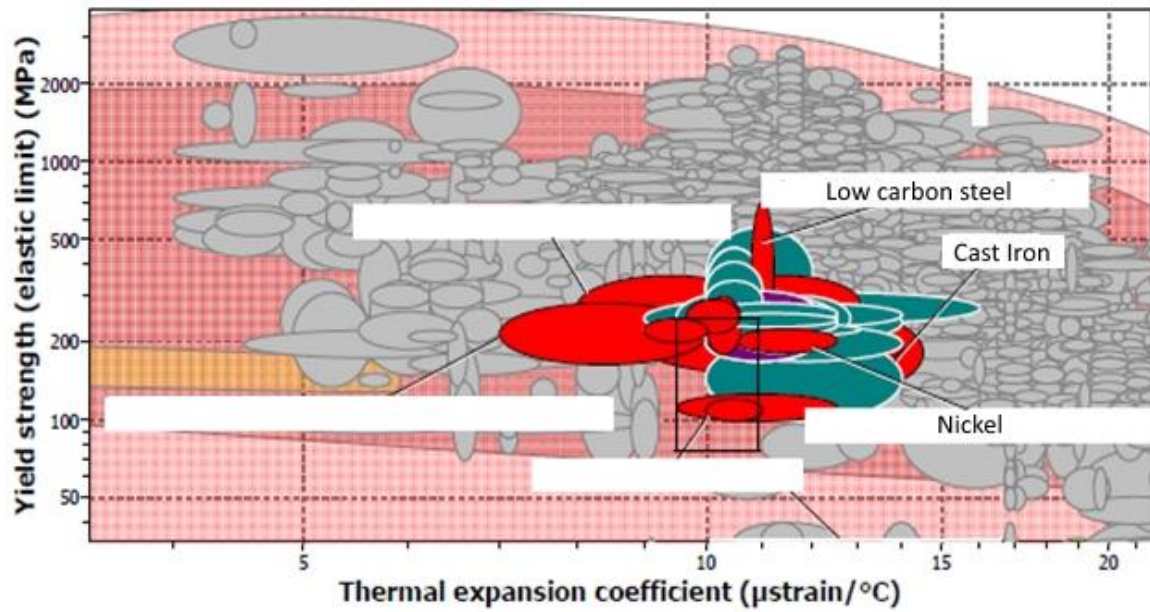


Fig. 6.1 Seleção dos materiais para a utilização de rebites com EMF

Destacam-se alguns dos materiais encontrados: aços inox, aços convencionais, ferros fundidos, ligas de berílio e de níquel.

Um outro aspeto a considerar será o risco de corrosão galvânica, nas junções de liga de NiTi com outros materiais.

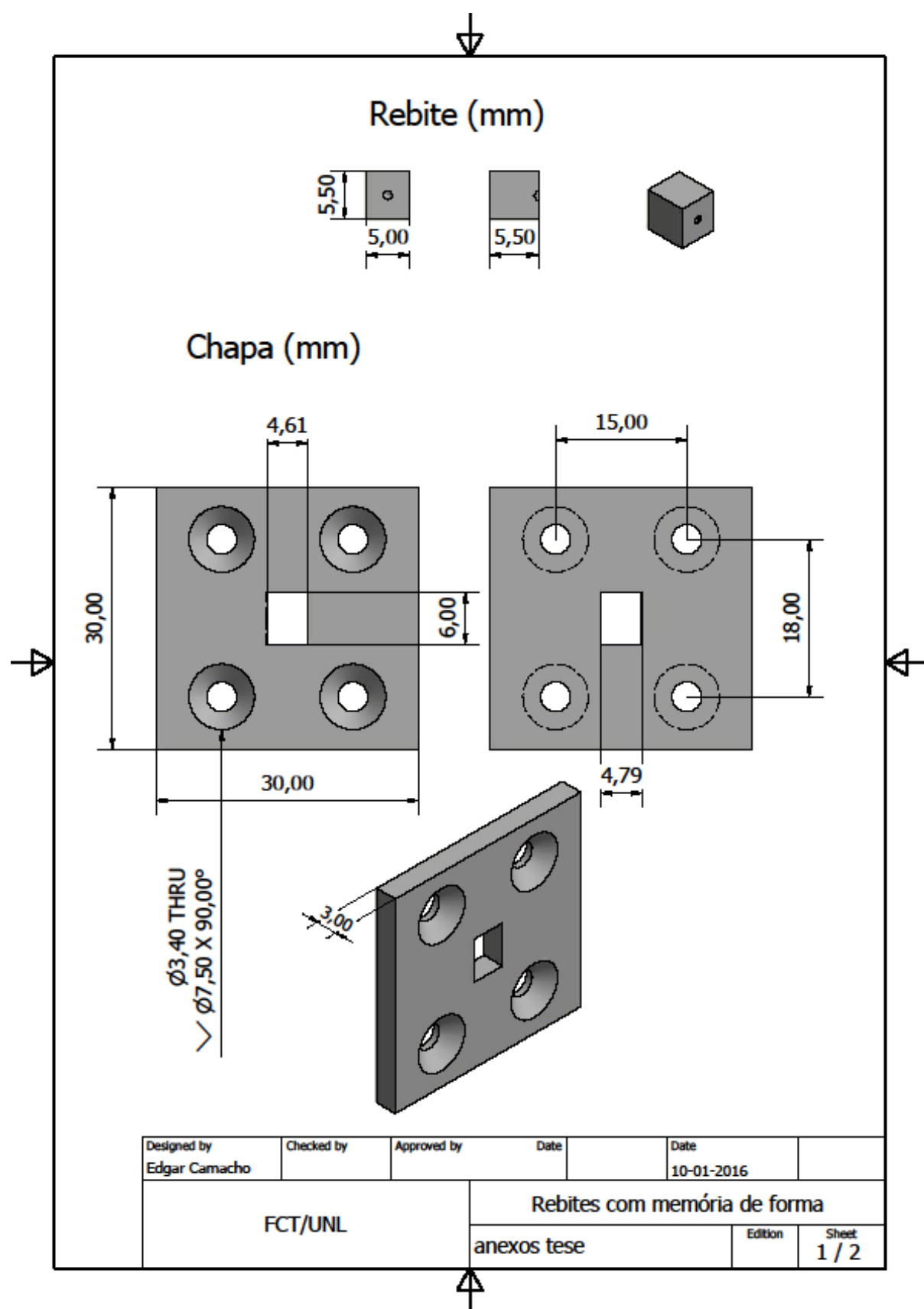
7 Referências bibliográficas

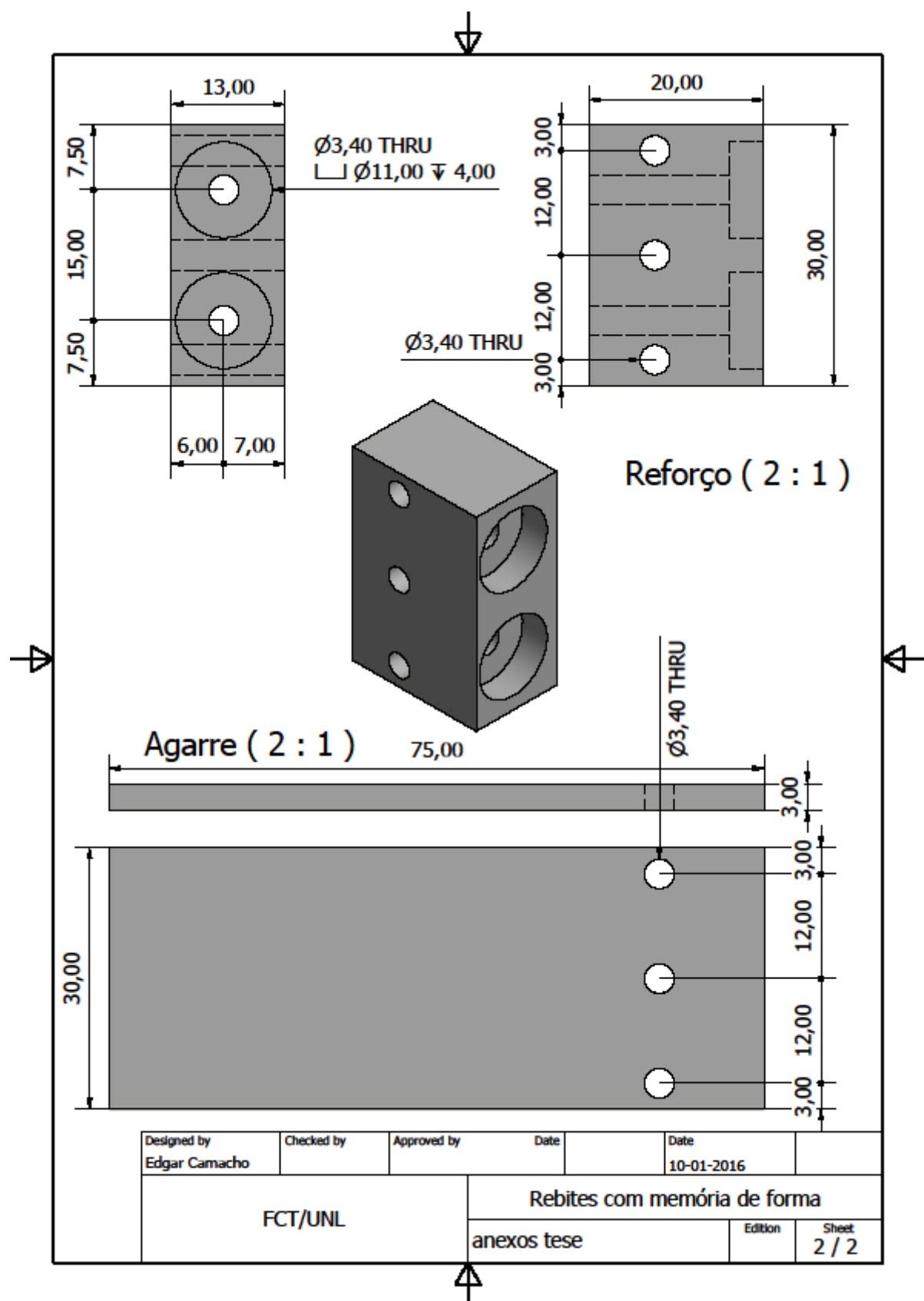
- [1] B. Cantor and M. J. Goringe, "Aerospace Materials," in *Series in Materials Science and Engineering*, London: The Institute of Physics, 2001.
- [2] T. Megson, *Aircraft structures for engineering students*. Elsevier, 2007.
- [3] W. J. Buehler, J. V. Gilfrich, and R. C. Wiley, "Effect of Low-Temperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys near Composition TiNi," *J. Appl. Phys.*, vol. 34, no. 5, p. 1475, 1963.
- [4] K. Otsuka and T. Kakeshita, "Science and Technology of Shape-Memory Alloys: New Developments," *MRS Bull.*, vol. 27, no. 02, pp. 91–100, Feb. 2002.
- [5] Dimitris C. Lagoudas, *Shape Memory Alloys*, vol. 1. Boston, MA: Springer US, 2008.
- [6] K. Otsuka and X. Ren, "Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 50, no. 5, pp. 511–678, Jul. 2005.
- [7] J. Shaw, "Thermomechanical aspects of NiTi," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 43, no. 8, pp. 1243–1281, Aug. 1995.
- [8] A. M. Pereira, "Deformação plástica severa por ECAP de ligas com memória de forma," Universidade Nova de Lisboa, 2013.
- [9] G. Y. Chin, "Metallographic principles: textured structures," in *Metals Handbook*, 8th ed., ASM, 1973, pp. 229–232.
- [10] K. Gall, H. Sehitoglu, Y. I. Chumlyakov, and I. V. Kireeva, "Tension–compression asymmetry of the stress–strain response in aged single crystal and polycrystalline NiTi," *Acta Mater.*, vol. 47, no. 4, pp. 1203–1217, Mar. 1999.
- [11] Y. Liu and Z. Xie, *Detwinning in shape memory alloy*. Nova Science Publishers, Inc., 2007.
- [12] Y. Liu, Z. Xie, J. Van Humbeeck, and L. Delaey, "Some results on the detwinning process in NiTi shape memory alloys," *Scr. Mater.*, vol. 41, no. 12, pp. 1273–1281, Nov. 1999.
- [13] Q. S. Zheng and Y. Liu, "Prediction of the detwinning anisotropy in textured NiTi shape memory alloy," *Philos. Mag. A*, vol. 82, no. 4, pp. 665–683, Mar. 2002.
- [14] Y. Liu, "Mechanical stabilisation of martensite due to cold deformation," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 273–275, pp. 668–672, Dec. 1999.
- [15] S. H. Cheraghi, "Effect of variations in the riveting process on the quality of riveted joints," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 39, no. 11–12, pp. 1144–1155, Dec. 2008.
- [16] S. V. Shishkin and S. S. Shishkin, "The application of rivets with shape memory in aeronautical engineering," *J. Mach. Manuf. Reliab.*, vol. 39, no. 2, pp. 179–184, Apr. 2010.
- [17] W. J. Buehler and W. B. Cross, "55-Nitinol, Unique Wire Alloy With a Memory," *Wire J.*, pp. 41–49, 1969.
- [18] P. M. White, "Super-elastic rivet assembly," US6637995, 2003.
- [19] C. Jackson, "55-Nitinol-The Alloy with a Memory: It's Physical Metallurgy Properties, and Applications. NASA SP-5110," *NASA Spec.*, 1972.

- [20] K. Otsuka and K. Shimizu, "Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys," *Int. Mater. Rev.*, vol. 31, no. 1, pp. 93–114, Jan. 1986.
- [21] B. L. Kirkwood, L. C. Firth, R. D. Widdle, and W. B. Crow, "SELF EXPANDING FASTENER," US 20130097847A1, 2013.
- [22] Intergovernmental Panel on Climate Change, Ed., "Summary for Policymakers," in *Climate Change 2013 - The Physical Science Basis*, Cambridge: Cambridge University Press, 2002, pp. 1–30.
- [23] G. Tan and Y. Liu, "Comparative study of deformation-induced martensite stabilisation via martensite reorientation and stress-induced martensitic transformation in NiTi," *Intermetallics*, vol. 12, no. 4, pp. 373–381, Apr. 2004.
- [24] X. Yan and J. Van Humbeeck, "Influence of pre-strain on recovery stress of annealed NiTi thin wire during isothermal holding," *J. Alloys Compd.*, vol. 509, no. 3, pp. 1001–1006, Jan. 2011.
- [25] K. Wada and Y. Liu, "Shape recovery of NiTi shape memory alloy under various pre-strain and constraint conditions," *Smart Mater. Struct.*, vol. 14, no. 5, pp. S273–S286, Oct. 2005.
- [26] R. . Hamilton, H. Sehitoglu, Y. Chumlyakov, and H. . Maier, "Stress dependence of the hysteresis in single crystal NiTi alloys," *Acta Mater.*, vol. 52, no. 11, pp. 3383–3402, Jun. 2004.
- [27] Memory-Metalle GmbH, "INFO-SHEET No . 13 NiTinol Alloy Types , Conditions and Surfaces."
- [28] J. Uchil, K. K. Mahesh, and K. Ganesh Kumara, "No Title," *J. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 24, pp. 5823–5827, 2001.
- [29] H. Shahmir, M. Nili-Ahmadabadi, A. Razzaghi, M. Mohammadi, C. T. Wang, J. M. Jung, H. S. Kim, and T. G. Langdon, "Using dilatometry to study martensitic stabilization and recrystallization kinetics in a severely deformed NiTi alloy," *J. Mater. Sci.*, vol. 50, no. 11, pp. 4003–4011, Jun. 2015.
- [30] Y. Liu, Y. Liu, and J. Van Humbeeck, "Two-way shape memory effect developed by martensite deformation in NiTi," *Acta Mater.*, vol. 47, no. 1, pp. 199–209, Dec. 1998.
- [31] A. dos S. Paula, "TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS DE LIGAS DO SISTEMA Ni-Ti," Universidade Nova de Lisboa, 2006.
- [32] Y. Liu and G. . Tan, "Effect of deformation by stress-induced martensitic transformation on the transformation behaviour of NiTi," *Intermetallics*, vol. 8, no. 1, pp. 67–75, Jan. 2000.

Anexo A

Nesta secção são mostrados os desenhos técnicos utilizados na concepção do protótipo, nas págs. 34 e 35. Nas Fig. I, Fig. II, Fig. III e Fig. IV, são mostradas as montagens dos diversos componentes do protótipo. Na vista explodida, não foram introduzidos os mecanismos de ligação, para melhor percepção como é feita a montagem, o que une as partes superior e inferior, é a peça que está a azul.





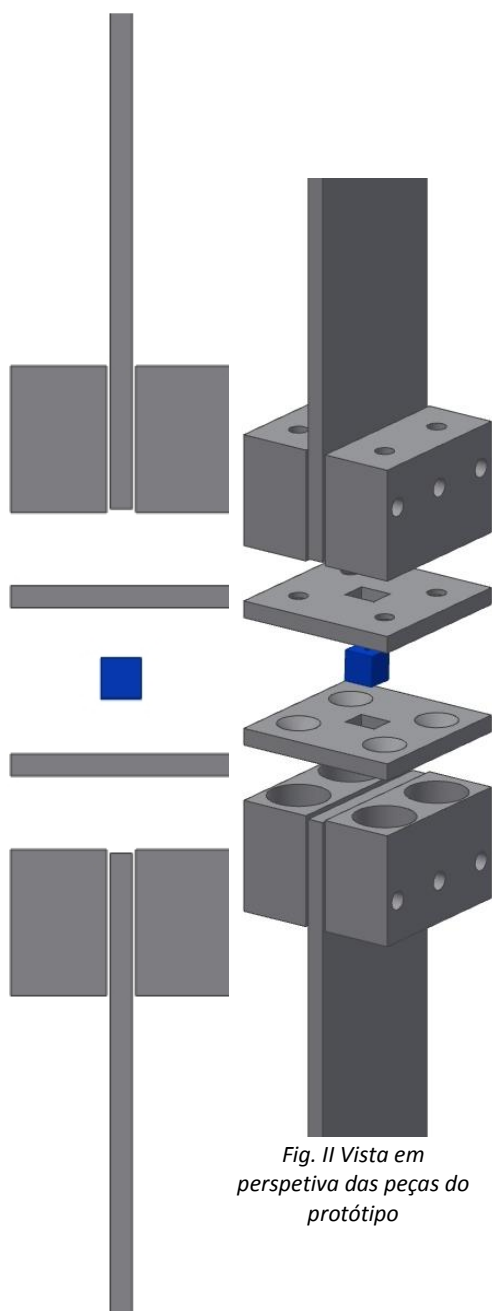


Fig. I Vista explodida das diversas peças do protótipo

Fig. II Vista em perspectiva das peças do protótipo

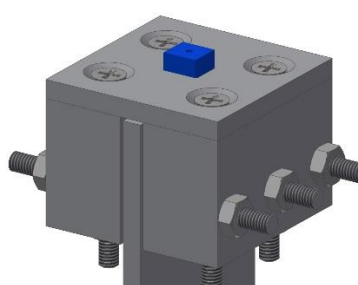


Fig. III Vista em pormenor de uma metade do protótipo com o rebite inserido

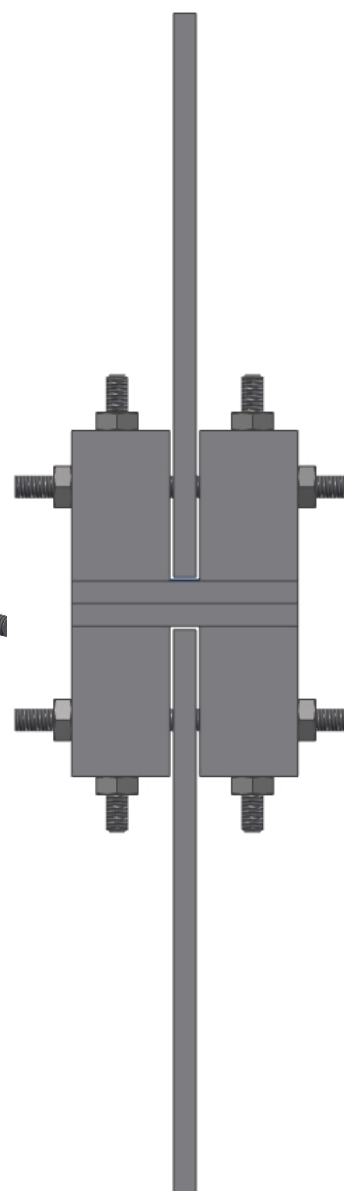


Fig. IV Vista do protótipo montado com as respectivas peças de ligação